

The actual problem of the compound stress influence on the formation of the structure and characteristics of metals is studied. It is shown, that the formed after experimental rolling structure is notable for high degree of blending and uniformity and less pronounced anisotropy of characteristics and structure along the deformation axle direction.

А. А. ТОЛПА, Е. Г. ПАШИНСКАЯ, А. И. МАКСАКОВ, НПО «Доникс»,
С. И. МАРЧУК, Донецкий национальный технический университет,
И. И. ТИЩЕНКО, Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины

УДК 621.74

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ ПО СТАНДАРТНОЙ И Т-Д-ТЕХНОЛОГИЯМ

Использование новых методов пластической деформации является одним из наиболее перспективных направлений в создании мелкокристаллических материалов с уникальными свойствами. В последнее время становится все более очевидным тот факт, что традиционные формы термомодеформационной обработки разработаны настолько полно, что невозможно ожидать значительного изменения соотношения прочность-пластичность получаемых материалов. В то же время все чаще появляются работы по так называемым интенсивным пластическим деформациям, направленные на получение материалов с одновременно высоким уровнем прочности и пластичности [1, 2]. Однако предложенные схемы деформации не могут быть реализованы в поточном производстве. И хотя их ценность в смысле понимания законов структурообразования в материалах при комбинированных сложнапряженных состояниях неоспорима, все очевиднее становится необходимость применения полученных знаний для организации новых комбинированных схем деформации для реального крупнотоннажного производства (прокатки, волочения).

НПО «Доникс» совместно с Криворожским металлургическим комбинатом проводят исследования по Т-Д-технологии, заключающейся в создании при прокатке особых сдвиговых деформаций, приводящих к образованию структуры, типичной для материалов после интенсивных пластических деформаций. В течение ряда лет проводятся работы, направленные на совершенствование технологии Т-Д-прокатки, установления оптимальных термомодеформационных режимов для различных марок сталей, режимов охлаждения после прокатки [3, 4]. Поэтому появилась необходимость постановки модельных экспериментов по влиянию Т-Д-прокатки на формирование структуры и свойств металла. Целью дан-

ного эксперимента было показать отличия в структуре и свойствах металла при использовании двух технологий: стандартной и экспериментальной. Поскольку формирование структуры сталей в случае применения Т-Д-прокатки в основном осуществляется при их горячей прокатке в аустенитной области (ГЦК-решетка), то для экспериментов был выбран алюминиевый сплав Д1, также имеющий ГЦК-решетку [5]. Деформацию осуществляли без нагрева, чтобы избежать влияния полиморфных превращений.

Материал и методика эксперимента

Химический состав исследуемого сплава следующий: Cu – 3,8–4,8%; Mn – 0,4–0,8; Mg – 0,4–0,8; Si < 0,7; Fe < 0,7%. Структура дюралюминия в отожженном состоянии состоит из твердого раствора и вторичных включений различных интерметаллических соединений. После закалки с оптимальных температур (500°C) основное количество соединений CuAl₂ и Mg₂Si растворяется в алюминии [6], но соединения железа не растворяются. Поэтому в алюминиевом твердом растворе наблюдаются нерастворимые включения железа (рис. 1). Это состояние материала было выбрано в качестве исходного для проведения сравнительного анализа влияния на структуру и свойства дюралюминия Т-Д-прокатки и прокатки, выполненной по стандартной технологии. Прутки диаметром 30 мм закалывали при температуре 500°C в воду с последующим естественным старением. Образцы выдерживали при комнатной температуре для завершения процесса старения в полном объеме, ведь хорошо известно [5, 6], что требуется 5–7 сут. для старения Д1 после закалки.

Микроструктуру закаленного и деформированных образцов исследовали при увеличениях 200–3000 на приборе "Neophot-32" после много-

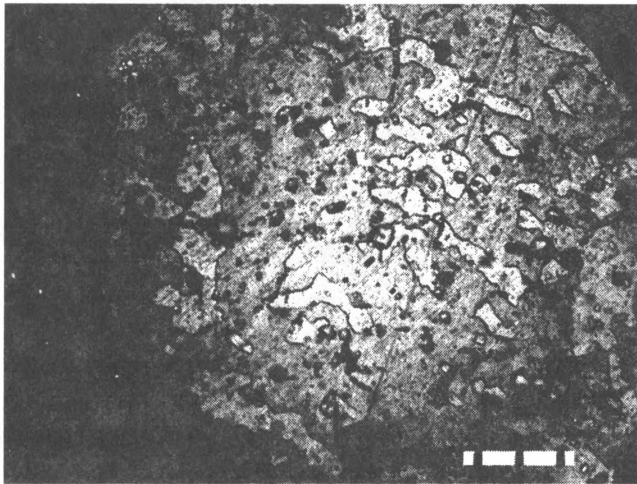


Рис. 1. Микроструктура Д1 после закалки (поперечное сечение. $\times 1000$, расстояние между делениями 10 мкм)

кратной полировки и двухстадийного травления на границы зерен растворами ($\text{HF} + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$) и концентрированным водным раствором HF [7]. Фотографирование осуществляли цифровой камерой «Nikon». На образцах в поперечном и продольных направлениях проводили количественную оценку размеров зерен и их фрагментов, а также измерение микротвердости при нагрузке 25 г. Статистическую обработку результатов измерений микротвердости и размеров зерен выполняли с помощью программы Statistica 5.5A.

На автоматизированной установке ДРОН-3 выполняли рентгеноструктурный анализ образцов в продольном и поперечном направлении после деформации с целью определения размеров кристаллитов и микронапряжений в кристаллах. Метод позволяет получить статистически надежную информацию о параметре решетки, размере зерен-кристаллитов, микроискажениях, кристаллографической текстуре, а также определить степень анизотропии после деформации [8, 9]. Съемку проводили в излучении железа. В качестве эталона принят монолитный образец из химически чистого алюминия (99,99% Al), который после прокатки подвергали прессованию, в результате чего материал получил логарифмическую степень деформации $\epsilon = 1,1$. Для снятия внутренних напряжений, вызванных деформационной обработкой, и получения сравнительно крупного зерна образец нагревали до 400°C в течение 25 мин, после чего охлаждали с открытой печью (для исключения выделения вторичных фаз). Съемка рентгенограммы отожженного образца являлась эталонной: сравнение с ней позволило разделить эффекты, вносящие вклад в изменение структуры при различных типах деформации.

Кроме того, проводили искусственное старение материала при температурах 50, 100, 150°C . Контроль изменений структуры и свойств осуществляли на всех этапах деформации и термической обработки.

Основные результаты и их обсуждение

Измерение микротвердости образцов, прокатанных по стандартной и экспериментальной схемам, осуществляли на всех этапах деформации. На рис. 2 приведены данные по увеличению микротвердости при повышении степени деформации при стандартной и Т-Д-технологиям в поперечном и продольных направлениях. Степень деформации рассчитана по формуле: $\epsilon = \ln S_0/S_f$, где S_0 и S_f — начальная и конечная площадь поперечного сечения образца, мм^2 . Из рисунка видно, что в стандартных образцах на всех этапах деформации микротвердость в поперечном сечении превышает микротвердость в продольном. Кроме того, разница в значениях микротвердости для разных сечений с увеличением степени деформации возрастает (ΔH_u составляет 20, 30, 35 $\text{H}/\text{мм}^2$), однако на последнем проходе вновь уменьшается ($\Delta H_u = 20 \text{ H}/\text{мм}^2$). Для Т-Д-образцов на первом этапе деформирования значения микротвердости в продольном сечении превышают значения микротвердости в поперечном, на последующих этапах тенденция аналогична стандартным образцам. С ростом степени деформации разница в значениях микротвердости для продольного и поперечного сечения увеличивается (ΔH_u составляет 12, 17, 25, 45 $\text{H}/\text{мм}^2$). В целом с ростом степени деформации для всех образцов наблюдается повышение значений микротвердости в обоих сечениях. При малых величинах деформации анизотропия микротвердости при Т-Д-обработке меньше, чем при стандартной, однако при больших величинах деформации превышает анизотропию H_u в стандартных образцах. Падение микротвердости при $\epsilon = 2,4$ может быть связано с протеканием рекристаллизации in-situ в процессе деформации без дополнительного нагрева [2]. Дополнительным аргументом в пользу такой точки зрения может служить тот факт, что при использовании Т-Д-технологии одинаковый уровень микротвердости в поперечном сечении и даже больший в продольном достигается по сравнению со стандартной технологией при меньших

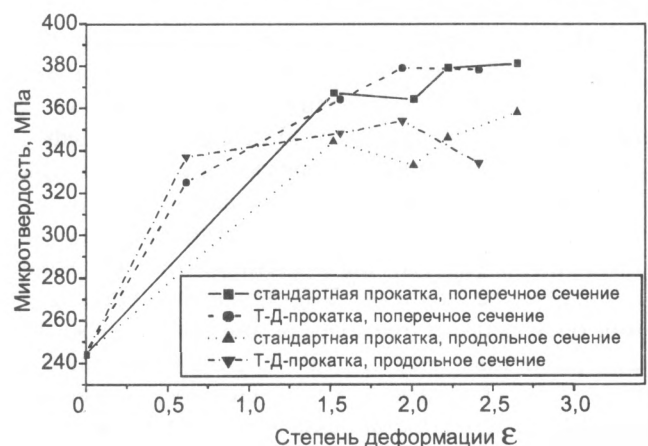
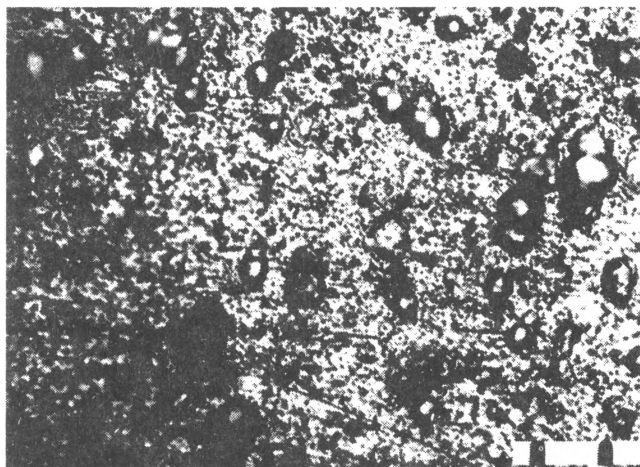


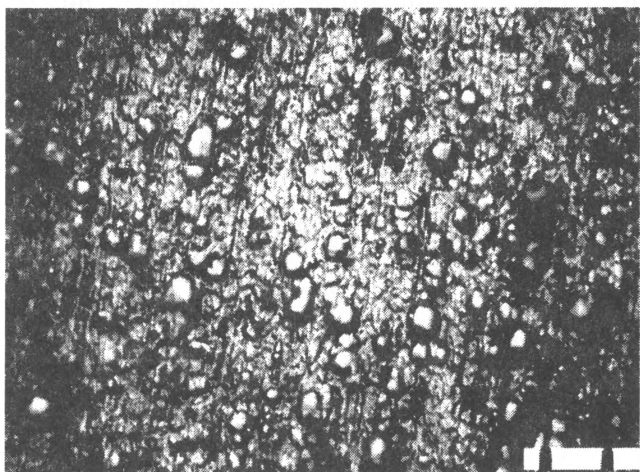
Рис. 2. Зависимость микротвердости от степени деформации

степенях деформации, и, следовательно, Т-Д-технология может провоцировать развитие процесса рекристаллизации *in-situ* раньше, чем в случае применения стандартной прокатки. Однако протекание рекристаллизации *in-situ* должно найти отражение в изменении формы зерна (коэффициента вытянутости) и плотности дислокаций. Поэтому для оценки этих величин целесообразно было провести количественную металлографию и рентгеноструктурный анализ.

На рис. 1 показана типичная структура сплава после закалки, которая имеет размер зерна от 6 до 60 мкм. После прокатки по стандартной схеме и Т-Д-прокатки в поперечном сечении наблюдается общее измельчение структуры и измельчение выделений второй фазы CuAl_2 и Mg_2Si . Размер зерна на первых этапах деформации уменьшается до 6–20 мкм. На последних этапах деформации для Т-Д-прокатки характерно появление мельчайших равноосных фрагментов размером менее 1 мкм (0,3–0,5 мкм), в то время как для стандартной технологии характерный размер зерен равен 1–4 мкм (рис. 3). Если рекристаллизация имела место, то это должно привести также к уменьшению вытянутости зерен в продольном



а



б

Рис. 3. Микроструктура дюралюминия (продольное сечение) в зависимости от степени деформации: а – Т-Д-прокатка, б – стандартная прокатка (одно деление 10 мкм). $\times 2000$

сечении на последних проходах. На рисунке представлена микроструктура дюралюминия в продольном сечении после стандартной обработки и Т-Д-прокатки. В поперечном сечении наблюдались аналогичные изменения структуры. Обращает на себя внимание отсутствие полосчатости структуры при степенях деформации $\epsilon > 2$ после Т-Д-прокатки. Это может подтверждать высказанное выше предположение о рекристаллизации в процессе деформации. Выполненный количественный металлографический анализ показал (табл. 1), что в результате деформации зерна измельчаются: стандартная деформация приводит к появлению анизотропии размера зерен, что характеризуется повышенным коэффициентом вытянутости ($k=4,37$), а Т-Д-деформация измельчает структуру более равномерно ($k=2,04$). В то же время данные эффекты должны проявиться при исследовании тонкой структуры материала. Обычно для подобных исследований применяют рентгеноструктурный анализ (РСА).

Известно, что рентгенограммы деформированных материалов характеризуются рядом особенностей [4, 5]. РСА позволяет получить статистически надежную информацию о параметре решетки, размере зерен-кристаллитов, микроискажениях, кристаллографической структуре. В литом алюминиевом сплаве зерна имеют произвольную ориентировку. После холодной деформации образуется текстура из-за того, что большее число зерен и фрагментов приобретают одинаковые ориентировки. Это обуславливается скольжением по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. Скольжение происходит по плоскостям $\{111\}$, параллельным оси прутка. Кристаллографические направления, перпендикулярные оси, ориентированы произвольно. Образование текстур приводит к некоторой анизотропии свойств.

Для проведения РСА были использованы образцы с наибольшими степенями деформации. Материал после стандартной и Т-Д-обработки имел степень деформации ϵ , равную 2,65 и 2,41 соответственно. Наклепанный при подготовке шлифа слой был устранен путем травления в растворе едкого натра [7]. Съемку образцов проводили в продольном и поперечном сечениях. Для наиболее тщательного анализа процессов, происходящих в результате деформации, использовали две пары дифракционных линий: (111) и (222), (200) и (400). Разделение вкладов в уширение физического профиля рентгеновских пиков выполняли методом Уоррена–Авербаха с использованием двух пар рентгеновских пиков, суть которого состоит в разделении вкладов размера зерен и микроискажений в уширение рентгеновских пиков (hkl), основанном на различной зависимости этих вкладов от порядка отражения [8, 9].

Таблица 1. Количественный анализ микроструктуры сплава Д1

Обработка	Размер зерна (поперечное сечение), мкм				
	минимальный	максимальный	средний размер зерна		
			длина зерна, <i>l</i>	ширина зерна, <i>b</i>	коэффициент вытянутости зерен, <i>l/b</i>
Закалка	3	42	19	6,45	2,9
Т-Д-прокатка	1	6,03	2,93	1,46	2,04
Стандартная прокатка	1	11,39	6,89	1,57	4,37
Т-Д-прокатка, отпуск 150°C, 155 мин	1	13	6,1	2,08	2,93
Стандартная прокатка, отпуск 150°C, 155 мин	1	7	4,53	2,7	1,7

Сравнение соотношений уширений 1-го и 2-го порядка позволило сделать качественный анализ тонкой кристаллической структуры сплава Д1. Из анализа уширений видно (рис. 4), что для Т-Д-прокатки в продольном сечении характерно менее напряженное состояние в сравнении с эталоном и образцами после стандартной прокатки. В то же время в поперечном сечении уширения образцов для обеих схем деформации практически одинаковы, что аналогично значениям микротвердости в этом же сечении. Такая же зависимость наблюдается и для параметра решетки, подсчитанному из отражений (111) и (200). Блоки в материале после Т-Д-обработки в поперечном сечении крупнее в сравнении с блоками в продольном сечении (табл. 2). В целом структура после

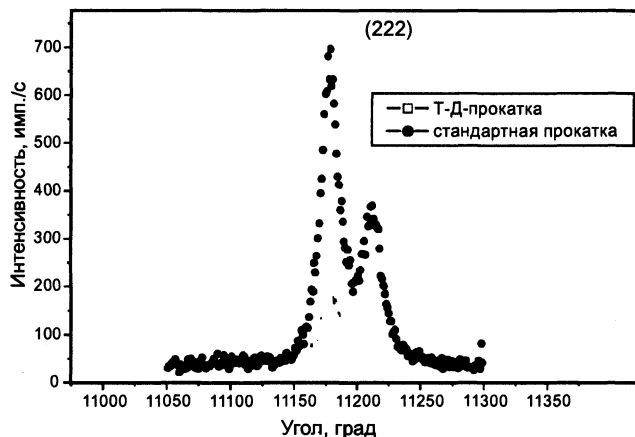


Рис. 4. Изменение интенсивности линии (222) в продольном направлении после прокатки по стандартной и Т-Д-технологиям

Таблица 2. Микронапряжения и размеры блоков в зависимости от вида деформации и сечения

Характеристика образца		Микронапряжения, $\times 10^{-4}$	Размеры блоков, мкм
Стандартная прокатка	Продольное сечение	4,097	0,49
	Поперечное сечение	1,795	0,42
Т-Д-прокатка	Продольное сечение	3,523	0,33
	Поперечное сечение	2,121	0,91

Т-Д-прокатки имеет менее ярко выраженную текстуру, зерно более мелкое и равномерное. Об этом свидетельствует также анализ микроискажений (табл. 2). В образцах после Т-Д-прокатки меньше разница напряжений в продольном и поперечных сечениях, чем в образцах, прокатанных по стандартной технологии.

Плотность дислокаций по данным о размерах блоков и величине микронапряжений кристаллической решетки определяли по формуле: $\rho = 3n/D^2$ [8], где n – число дислокаций на каждой грани блока (для хаотично распределенных дислокаций $n=1$); D – размер блока.

Приведенная формула позволяет лишь качественно оценить плотность дислокаций в пластичес-

ки деформированных металлах и сопоставить материалы, обработанные при разных режимах (табл. 3).

Большие размеры зерен и блоков в перпендикулярном сечении по сравнению с продольным после Т-Д-прокатки в сочетании с низкой плотностью дислокаций свидетельствуют о протекании процесса рекристаллизации. Это совпадает с анализом размеров зерен в разных сечениях, выполненном при изучении микроструктуры, а также с изменениями и подтверждает гипотезу о разрушении текстуры при Т-Д-обработке при степенях деформации $\epsilon > 2$ вследствие протекания процесса, подобного рекристаллизации in-situ.

Таблица 3. Результаты определения плотности дислокаций

Характеристика образца	Плотность дислокаций, см^{-2}	
	линии (111) и (222)	линии (200) и (400)
Стандартная ($\epsilon=2,65$), поперечное сечение	$17,01 \cdot 10^8$	$1,78 \cdot 10^8$
Стандартная ($\epsilon=2,65$), продольное сечение	$12,49 \cdot 10^8$	$0,09 \cdot 10^8$
Т-Д ($\epsilon=2,41$), поперечное сечение	$3,62 \cdot 10^8$	$0,39 \cdot 10^8$
Т-Д ($\epsilon=2,41$), продольное сечение	$27,55 \cdot 10^8$	$0,0046 \cdot 10^8$

Различия в структуре особенно сильно проявляются при небольших нагревах (рис. 5). Очевидно, что структура материала после стандартной прокатки и после Т-Д-прокатки отличается не только размером зерен, но и дислокационной структурой. Вероятно, материал после Т-Д-деформации имеет более подвижные дислокации, поэтому процессы разупрочнения проходят более активно, уровень микротвердости значительно падает, что свидетельствует о большем запасе пластичности материала. Именно вследствие этого эффект от Т-Д-прокатки ощутимо проявляется при дальнейшей деформации.

Представляется интересным проследить изменение свойств (в частности, микротвердости) материала (рис. 6) при нагреве на 50, 100, 150°C в течение 5, 20, 65, 155 мин.

Анализ изменений показывает, что для стандартной технологии при отпуске 50°C в течение 155 мин не происходит падения уровня микротвердости на образцах при всех степенях деформации. Небольшой рост микротвердости может быть связан с начальной стадией процесса старения, во время которого происходит перераспределение атомов растворенного вещества в решетке твердого раствора с образованием атмосфер на дислокациях. В то же время мы наблюдали резкое падение микротвердости на образце после Т-Д-прокатки, что свидетельствует о формировании более подвижных дислокаций. В деформированном материале частицы выделений мельче, а число их больше, чем в недеформированном. Поэтому степень деформации вносит значительный вклад в изменение свойств при последующем старении.

Повышение температуры отпуска до 100°C приводит к значительному разупрочнению образцов ($\epsilon=2,65$), так как скорость диффузии повышается и процесс старения протекает быстрее, чем при 50°C. Падение микротвердости, с одной стороны, может быть связано с началом процесса потери когерентности мельчайших выделений с твердым раствором, с другой — с началом возврата, так как, согласно литературным данным [6], повышение температуры до 90–120°C достаточно для развития процесса возврата в алюминиевых сплавах. Сравнение разупрочнения при 100°C показывает, что для Т-Д-прокатки оно происходит при меньших степенях деформации. В отличие от стандартной прокатки Т-Д-обработка создает аналогичную структуру при меньших степенях деформации ($\epsilon=1,94$). Это позволяет говорить о более подвижной дислокационной структуре.

При повышении температуры отпуска до 150°C на всех образцах происходит значительное разупрочнение, что свидетельствует о развитии процесса перестаривания. Интересно отметить, что после отпуска при температуре 150°C в течение 155 мин размер зерна в поперечном сечении на Т-Д-образцах увеличивается (см. табл. 1). Кроме того,

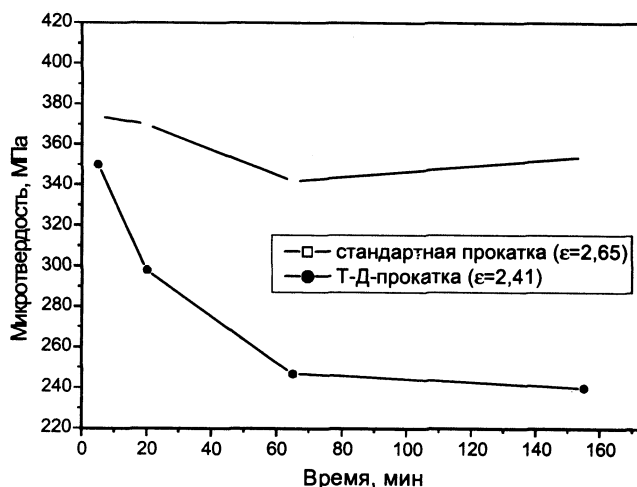


Рис. 5. Изменение микротвердости деформированного дюралюминия при отпуске $T=50^\circ\text{C}$ в зависимости от времени отпуска

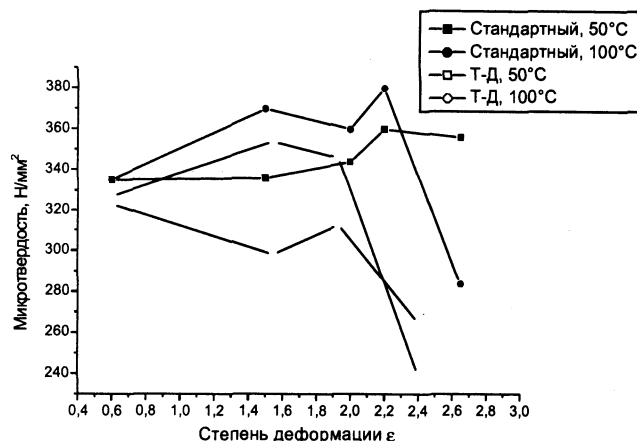


Рис. 6. Зависимость микротвердости от степени деформации для образцов, деформированных по стандартной и Т-Д-технологиям, после отпуска в течение 155 мин

коэффициент вытянутости в Т-Д-образце увеличивается на 30%, а в стандартном образце уменьшается на 36%, т.е. после нагрева до 150°C в образцах после Т-Д-прокатки зерна продолжают увеличиваться и вытягиваться, а в стандартных становятся более равноосными. Известно [6], что увеличение степени холодной деформации уменьшает время и температуру статической рекристаллизации. Авторы обсуждают вопрос об избирательном росте зерен при рекристаллизации из субзерен с той же ориентировкой. Это объяснение вполне применимо к наблюдаемому нами избирательному росту зерен в образцах при Т-Д-прокатке. Кроме того, изменения размеров зерен, микротвердости, размера блоков, плотности дислокаций свидетельствуют о направленной рекристаллизации. Однако разупрочнение при нагреве до 150°C в образцах после Т-Д-деформации происходит при меньших степенях деформации. Процессы протекают более интенсивно и динамично. Таким образом, при нагреве до 150°C в образцах обоих типов мы наблюдаем развитие процесса статической рекристаллизации. Отличие состоит в том, что статическая рекристаллизация в образцах

после стандартной прокатки при нагреве до 150°C приводит к формированию более мелкого и более равноосного зерна по сравнению с зерном после деформации. Нагрев образцов после Т-Д-прокатки до 150°C приводит к избирательной направленной статической рекристаллизации вдоль определенных кристаллографических областей.

Кроме того, нагрев металла на указанные температуры приводит к процессу искусственного старения, третьи стадии которого прослеживаются на всех образцах. Выбранные выдержки и температура являются достаточными для завершения выявления различий в структуре материала после разных типов обработки.

Настоящим исследованием проведен сравнительный анализ влияния схемы деформации на формирование структуры и свойств дюралюминиевого сплава Д1. Показано, что сформированная после Т-Д-прокатки структура отличается большей степенью измельчения, более высокой степенью равномерности и менее ярко выраженной анизотропией вдоль направления оси деформации, формируются нанофрагменты 0,3–0,5 мкм. Уровень достигаемой твердости практически одинаков для обеих схем деформации за исключением степеней деформации $\epsilon > 2$ при применении Т-Д-технологии. С достаточной степенью достоверности можно утверждать, что падение микротвердости в этом случае связано с развитием рекристаллизации. Благодаря динамической рекристаллизации полученная структура имеет более подвижную дислокационную структуру, что проявляется на пластических свойствах образцов. Поэтому при одинаковых температурах и близких степенях деформации в Т-Д-образцах все процессы начинаются быстрее, чем в стандартных. Кроме того, колебания значений микротвердости в результате старения после Т-Д-прокатки значительно больше соответствующих для стандартных образцов, т.е. процессы протекают более интенсивно и динамично. Особенности структуры, сформированные в результате Т-Д-прокатки, проявляются также при низкотемпературных нагревах. Образцы, деформированные по Т-Д-технологии, имеют большее разупрочнение: после нагрева при 100°C по сравнению с образцами, деформированными по стандартной технологии. Кроме того, максимальные значения микротвердости достигаются при меньших степенях деформации. Повышение температуры отпуска до 150°C вызывает более значительное разупрочнение сплава, деформированного по Т-Д-режиму. Следовательно, и при нагреве материал не теряет преимущества по запасу пластичности.

Полученные на модельном материале результаты свидетельствуют о том, что особенностью Т-Д-технологии является возможность получения дисперсной субструктуры и низкой плотности дислокаций в теле субзерна. Потенциально такая

структура должна обладать повышенным запасом пластичности при холодной деформации. Поэтому были проведены исследования по изучению влияния прокатки по Т-Д-технологии на свойства катанки из стали 30ХГСА и проволоки диаметром 2,2 мм, полученной путем ее холодного волочения. Катанка, прокатанная по данной технологии, была подвергнута волочению без промежуточных отжигов с диаметра 6,5 до 2,2 мм. При этом материал показал высокую технологичность и низкую обрывность. Установлено, что получение степеней относительной деформации на уровне 90% (что соответствует логарифмической степени деформации 2,56) без промежуточной смягчающей обработки при использовании обычной горячекатаной заготовки невозможно, поэтому высокая деформируемость опытной заготовки может быть связана с особенностями формирования структуры при прокатке по Т-Д-технологии. Проведенный микроструктурный анализ показал, что структура полученной заготовки обладает рядом особенностей. Обращает на себя внимание тот факт, что материал имеет очень дисперсную структуру (размер зерна 8–12 мкм, что соответствует 10-му баллу), при этом зерна полностью рекристаллизованы и их размеры вдоль и поперек направления прокатки практически не различаются. При исследовании структуры методом оптической иммерсионной микроскопии выявляется, что ферритные зерна имеют равноосную субструктуру с размером субзерен на уровне 2–3 мкм. Эвтектоидная составляющая имеет дисперсное строение и при увеличении оптического микроскопа разрешается только в отдельных участках. Мелкодисперсный эвтектоид обеспечивает высокий запас пластичности. Исследование структуры проволоки на различных этапах передела показало, что эвтектоидные колонии обладают очень высокой деформируемостью и при больших степенях деформации микропластическое течение носит сложный характер.

На рис. 7, а–в показана структура проволоки диаметрами 6,75, 3,2, и 2,2 мм, что соответствует степени деформации 80%. Показанное изменение микроструктуры и приведенные электронограммы позволяют утверждать, что сформированное субмикрокристаллическое состояние и явилось причиной высокой волочимости стали 30ХГСА без промежуточных отжигов. При меньших увеличениях (1000) видно, что происходит формирование типичной для волочения волокнистой структуры, однако в поперечном сечении выявляется, что волокна эвтектоида и феррита имеют сложную форму. Исследование субструктуры показало, что волокна имеют значительную степень фрагментации, причем субзерна имеют близкий размер вдоль и поперек волочения (1–2 мкм). Наблюдаемые особенности строения проволоки характерны для сталей, прокатанных по Т-Д-технологии и связаны с форми-

рованием дисперсной структуры в исходной катанке.

Исследования формирования комплекса механических свойств проволоки из стали 30ХГСА в зависимости от степени деформации показали, что прокатка со сдвиговыми деформациями приводит к повышению прочностных свойств стали 30ХГСА вплоть до значения относительной степени деформации $\epsilon=66\%$. При этом значения относительного сужения ψ остаются довольно высокими в интервале $\epsilon=0-70\%$. При проведении отжига в пределах $100-800^\circ\text{C}$ и продолжительностью 30 мин установлены следующие закономерности: прочностные характеристики (σ_b , $\sigma_{0,2}$) начинают понижаться при температуре отжига ($T_{отж}$) более 300°C , а пластические характеристики (δ , ψ) — при низких температурах отжига, а уже при $T_{отж} > 400^\circ\text{C}$ начинают возрастать и при $T=800^\circ\text{C}$ достигают довольно высоких значений ($\psi=57\%$, $\delta=19\%$). При 5-минутном отжиге прочностные свойства понижаются в пределах $T_{отж}=550-700^\circ\text{C}$, а при дальнейшем повышении $T_{отж}$ до 900°C происходит возрастание σ_b и $\sigma_{0,2}$ до значений 1650 и 1400 Н/мм² соответственно. Пластические же характеристики, наоборот, до $T=700^\circ\text{C}$ повышаются ($\delta=15\%$, $\psi=23\%$), а далее увеличиваются до значений 5 и 10% соответственно. В табл. 4 приведены механические характеристики для стали 30ХГСА после Т-Д-прокатки.

Выполненная работа позволяет утверждать, что в результате Т-Д-прокатки для стали 30ХГСА достигнут новый комплекс механических свойств, определяемый особой субмикроструктурной структурой. Особенно ярко это проявляется при дальнейшем волочении на проволоку меньшего диаметра. В целом исследования показали, что Т-Д-технология приводит по сравнению со стандар-

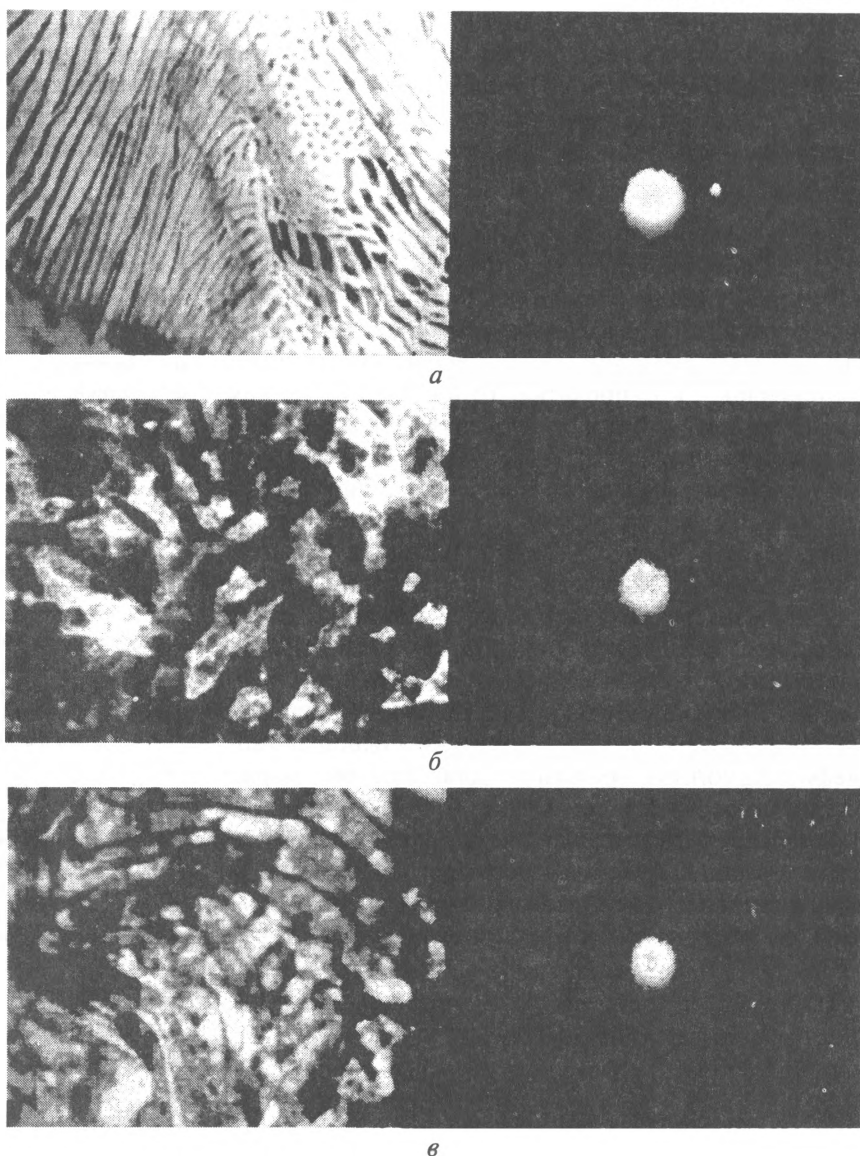


Рис. 7. Микроструктура и электронограммы стали 30ХГСА: а — диаметр 6,75 мм. $\times 10\ 000$; б — диаметр 3,2 мм. $\times 20\ 000$; в — диаметр 2,2 мм. $\times 20\ 000$

тной технологией к повышению микротвердости при малых степенях деформации по сравнению с обычной технологией; к выравниванию микротвердости по сечению готового проката и ее снижению при степенях деформации $\epsilon > 2$; к получению более однородной структуры по сечению в готовом прокате; к уменьшению времени протекания фазовых превращений; к снижению плотности дислокаций в зернах феррита и ферритных прослойках перлита; к снижению общей плотно-

Таблица 4. Механические характеристики стали 30 ХГСА после Т-Д-прокатки

Марка стали 30ХГСА	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ϕ , %	δ , %
Прокат	400	710	20	59
Катанка диаметром 6,5	1020	1055	60	8
Катанка диаметром 4	1050	1125	59	10
Катанка диаметром 3,15	1050	1195	52	—
Катанка диаметром 2,2	1280	1390	53	7

сти дислокаций и их преимущественному расположению в межзеренных границах, что приводит к формированию межзеренной границы переменного угла разориентировки; к ускорению диффузионных процессов.

Выводы

Проведенные исследования подтверждают, что Т-Д-технология прокатки, предложенная фирмой «Доникс», имеет очень большие потенциальные преимущества благодаря эффективному управлению структурой и механическими свойствами материалов. Т-Д-прокатка относится к схемам комбинированной пластической деформации, позволяющим перейти к новому уровню механических свойств. Очевидно, что дальнейшие работы должны быть направлены, с одной стороны, на организацию процесса деформации для увеличения сдвиговых, касательных напряжений сканирующих последовательно всю толщину и длину заготовки. С другой стороны, требует тщательного систематического подхода к температурно-временным параметрам прокатки по Т-Д-технологии. Очевидно, что потребуются строгий подбор термодеформационных режимов для каждой марки стали, аналогично тому, как это было сделано при разработке контролируемой прокатки в 70-е годы. В то же время, несмотря на трудности предложенного пути, можно ожидать значительной экономической эффективности такой схемы

для труднодеформируемых сплавов (сложнолегированных сталей, титановых сплавов и т.д.) или для материалов, к которым впоследствии будут применяться другие способы деформации, например волочение.

Литература

1. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. Ч.1. Особенности структуры, термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // ФММ. 1999. Т.88. №1. С. 50–73.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000.
3. Управление структурой и свойствами стали в катанке при прокатке по технологии Т-Д / А.А. Толпа, А.И., Максаков, А.А., Рыжиков, В.В. Пашинский // Металл и литейная Украина. 2001. №7–8. С. 59–61.
4. Технология прокатки «Т-Д» как способ формирования субмикроструктурной структуры / А.А. Толпа, В.А. Шеремет, А.И. Максаков, А.А. Рыжиков, Е.Г. Пашинская // Металл и литейная Украина. 2002. №12. С. 36–39.
5. Конструкционные материалы: Справ. / Под ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1991.
6. Алюминий: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1972.
7. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: Справ. изд. М.: Металлургия, 1981.
8. Уманский Я.Е. Рентгенография металлов и полупроводников. М.: Металлургия, 1969.
9. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Е.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994.
10. Толпа А.А., Максаков А.А., Рыжиков А.А., Пашинский В.В. Управление структурой и свойствами стали в катанке при прокатке по технологии «Т-Д» // Металл и литейная Украина. 2001. №7–9. С. 59–61.