11. *Hodge A.M., Hsiung L.M., Nieh T.G.* // Scripta Mater. 2004. Vol. 51. P. 411.
12. *Hu D., Wu X., Loretto M.H.* // Intermetallics. 2005. Vol. 13. P. 914.
13. *Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U., Velikanova T.Ya.* // J. Alloys and Compounds. 2009. Vol. 472. P. 133.
14. *Hao Y.L., Yang R., Cui Y.Y., Li D.* // Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 1313.
15. *Kainuma R., Fujita Y., Mitsui H.* et al. // Intermetallics. 2000. Vol. 8. P. 855.
16. *Hu D.* // Ibid. 2001. Vol. 9. P. 1037.
17. *Wu X., Hu D.* // Scripta Mater. 2005. Vol. 52. P. 731.
18. *Wang J.N., Xie K.* // Ibid. 2000. Vol. 43. P. 441.
19. *Jin Y., Wang J.N., Yang J., Wang Y.* // Ibid. 2004. Vol. 51. P. 113.
20. *Huang Z.W., Voice W., Bowen P.* // Ibid. 2003. Vol. 48. P. 79.
21. *Güther V., Rothe C., Winter S., Clemens H.* // BHM. 2010. Vol. 155(7). P. 325–329.
22. *Белов Н.А., Белов В.Д.* // Литейщик России. 2012. № 6. С. 43–46.

УДК 621.771

НЕРАВНОМЕРНОСТЬ СТРУКТУРЫ ПРЕССОВАННЫХ ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6

© 2013 г. Ю.Н. Логинов, А.Г. Илларионов

Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), г. Екатеринбург

Методами структурного анализа исследовано развитие рекристаллизационных процессов вдоль радиуса стенки прессованных труб из сплава АМг6. Выявлено, что степень развития рекристаллизации неравномерна по сечению стенки трубы и можно выделить 3 характерные зоны: две из них прилегают к наружной и внутренней поверхностям труб, а третья – промежуточная между ними. Понижение температуры прессования с 470 до 440 °С способствует более активному развитию рекристаллизации в этих зонах. Обнаружено, что наибольший разброс объемной доли рекристаллизованных зерен характерен для образцов, вырезанных из нижней части прессованных труб. Показана корреляция между средними значениями дюрометрических характеристик и объемной долей рекристаллизованных зерен в выделенных по радиусу труб зонах.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, труба, прессование, структура, рекристаллизация, микротвердость.

The development of recrystallization processes in the wall along the radius extruded AMg6 alloy tubes has been investigated with structural analysis. It has been found out that the degree of recrystallization is uneven over the tube wall cross section; and three characteristic zones can be emphasized: two of them are adjacent to the outer and inner surfaces of tubes and the third zone is intermediate between them. Lowering of extrusion temperature from 470 down to 440 °C contributes to more active development of recrystallization in these zones. It was found that the greatest variation of the volume fraction of recrystallized grains is typical for samples cut from the bottom of the extruded tubes. A correlation between the mean values of microhardness and volume fraction of recrystallized grains in selected tube zones along the radius is shown.

Key words: aluminum alloy, tube, extrusion, structure, recrystallization, microhardness,

ВВЕДЕНИЕ

Изделия из сплавов системы Al–Mg нашли широкое применение в различных отраслях промышленности [1, 2]. В частности, полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с повышенным содержанием магния (до 6–10 %) используются как броневые материалы в авиации и судостроении [3–5], а также в нефтехимии [1].

В известном в среде технологов справочнике [6, с. 212] отмечается, что свойства прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, содержащих

Логинов Ю.Н. – докт. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). Тел.: (343) 375-46-24. E-mail: unl@mtf.ustu.ru.

Илларионов А.Г. – канд. техн. наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов УрФУ Тел.: (343) 375-46-95. E-mail: illarionovag@mail.ru.

до 4 % Mg, практически не зависят от технологии производства. Однако материалы с бульшей концентрацией магния становятся чувствительны к технологическим параметрам. Сплавы этой системы отличаются проявлением эффекта Ле-Шателье–Портевена [7, 8], что может сказываться на механизмах пластической деформации.

В работе [9] статистической обработке подвергнуты результаты измерений механических характеристик алюминиевого сплава АМг6 по данным промышленных экспериментов и показано наличие нестабильности свойств пресс-изделий в производственном процессе.

Целью настоящего исследования является оценка неравномерности структуры и распределения дюрометрических характеристик в прессованных трубах из алюминиевого сплава АМг6, содержащего 5,8–6,8 % Mg и 0,5–0,8 % Mn.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В экспериментах использовали прессованные трубы ∅ 90×12,5 мм, полученные по технологии, включающей операции полунепрерывного литья, гомогенизации, резки, расточки, обточки, нагрева под деформацию и прессования на гидравлическом прессе. Тепловой режим прессования был следующим: температура контейнера 420 °С, прессового инструмента 250–400 °С. Одну трубу прессовали после нагрева слитка до 470 °С, а вторую — до 440 °С. Из них были отобраны образцы из верхней и нижней частей по отношению к расположению трубы при прессовании (на расстоянии 500 мм от утяжинного конца) и промаркированы в соответствии с рис. 1.

В исследованиях использовали методы оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ),

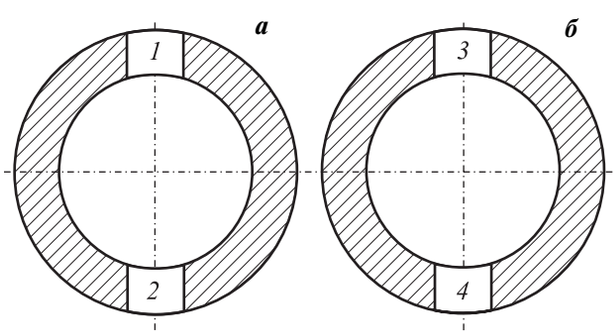

Рис. 1. Поперечные сечения труб, отпрессованных при t = 470 °С (***а***) и 440 °С (***б***), с маркировкой вырезанных из них образцов

микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), а также измерения микротвердости.

Металлографический анализ осуществляли с применением оптического микроскопа Olympus GX-51 при увеличениях от 200× до 1000×. Размер рекристаллизованного зерна в трубных полуфабрикатах оценивали методом секущих в соответствии с ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна». Травление шлифов для изучения микроструктуры осуществляли в соответствии с рекомендациями справочника [10] реактивом следующего состава: 20,5 мл H_2SO_4, 5,1 мл 40 %-ной HF и 100 мл H_2O.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводили на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для оценки типа выделений в сплаве использовали приставку для микроспектрального анализа Oxford Inca. Для определения типа границ (высокоугловые или малоугловые) новых зерен в деформированном материале применяли приставку EBSD HKL Inca.

Измерение микротвердости по Виккерсу выполняли на специализированной приставке к оптическому микроскопу Neophot 21 (используемая нагрузка 0,65 Н, выдержка 13 с).

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В ходе исследования выявлено, что в структуре всех образцов наблюдаются как деформированные зерна, вытянутые вдоль направления деформации, так и равноосные, со средним размером 5–15 мкм (рис. 2). Для того чтобы определить, в результате полигонизации или рекристаллизации они образовались и, соответственно, имеют они высоко- или малоугловую разориентацию с соседними деформированными зернами, был проведен выборочный EDSD-анализ некоторых образцов. Его результаты (рис. 3) показали, что новые зерна имеют преимущественно высокоугловую разориентировку с деформированными зернами, т.е. являются продуктами первичной рекристаллизации. В объеме и по границам зерен в виде строчечных выделений наблюдаются достаточно крупные включения вторых фаз, которые по данным МРСА представляют собой либо железомарганцевую фазу типа $Al_6(FeMn)$ в виде компактных более светлых включений на РЭМ-изображении, либо пластинчатые более темные

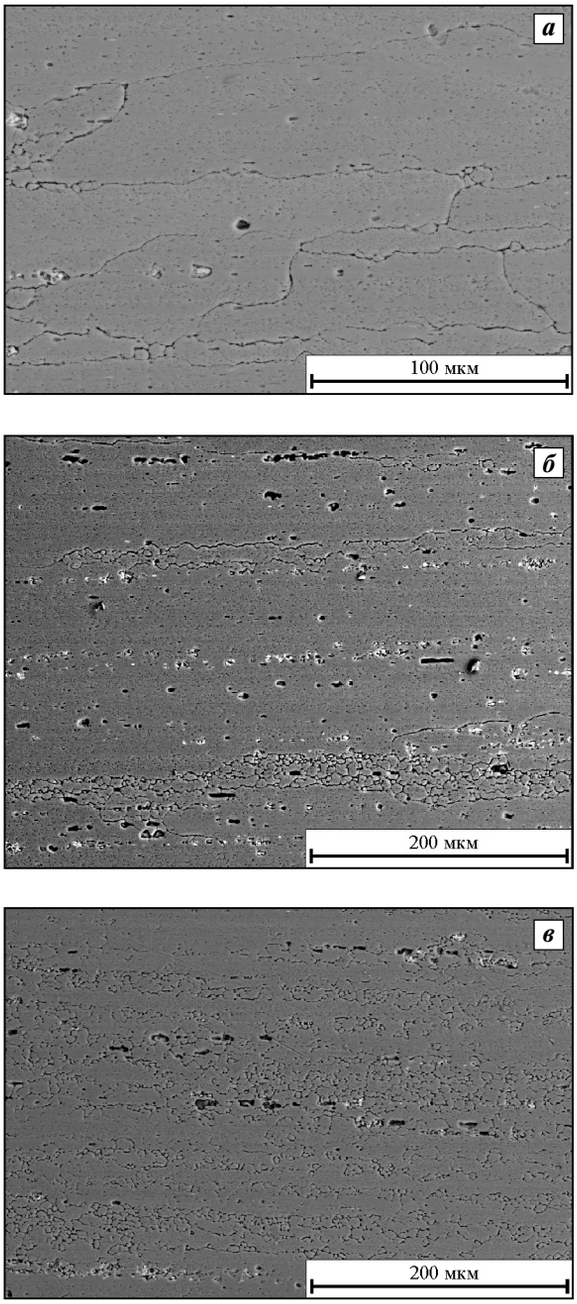

Рис. 2. Характерные структуры продольного сечения исследованных образцов труб с разной степенью развития рекристаллизации

а – деформированные зерна
б – то же + небольшая доля рекристаллизованных зерен
в – практически полностью рекристаллизованная структура

включения фазы Mg_2Si (см. рис. 2). Кроме того, по границам деформированных и рекристаллизованных зерен, а также в теле зерна фиксируются относительно мелкие выделения β-фазы (Al_8Mg_5), имеющие серый или темно-серый оттенок (см. рис. 2, *а*).

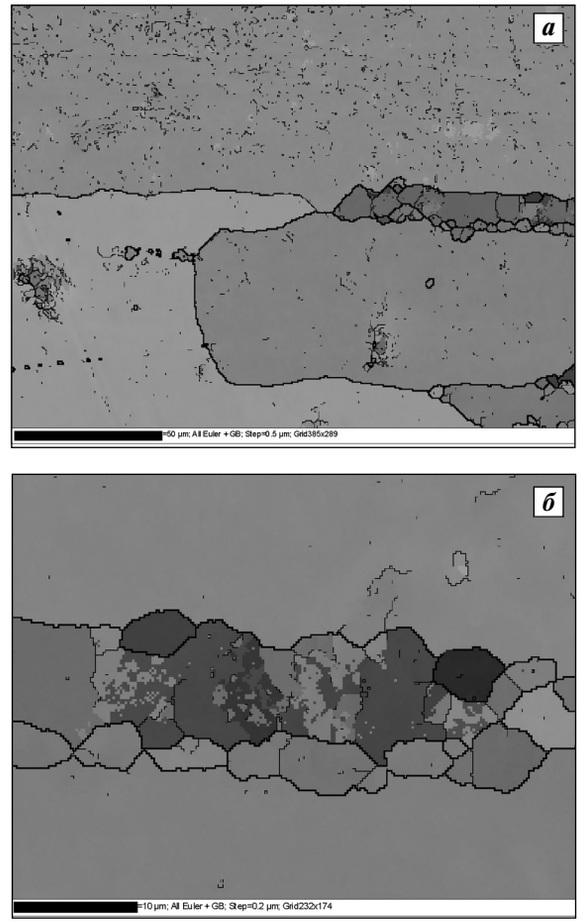

Рис. 3. Данные EBSD-анализа с локальных участков обр. *1* (***а***) и *2* (***б***) по разориентировке различных областей структуры

Толстые линии, разделяющие различные области, свидетельствуют о высокоугловой разориентировке прилегающих зерен, тонкие – о малоугловой

Анализ структуры в продольном сечении от внутренней к внешней стенке трубы обр. *1–4* показал, что она достаточно неоднородна с точки зрения протекания рекристаллизации. Наблюдаются зоны, где преимущественно сохраняется нерекристаллизованное состояние, характеризующееся тем, что практически все зерна вытянуты вдоль направления прессования (см. рис. 2, *а*). В других областях формируется смешанная структура, состоящая из участков с деформированными зернами, которые чередуются с зонами, где развиваются процессы рекристаллизации и сформировались рекристаллизованные равноосные зерна (см. рис. 2, *б*). Наконец, имеются области, в которых процесс рекристаллизации захватывает большую часть объема, и в структуре исходно деформированные зерна занимают меньшую часть (см. рис. 2, *в*).

Наличие описанных областей зафиксировано у всех образцов, но их распределение по радиальному сечению трубы, а также изменение объемной доли (C_V, об.%) рекристаллизованных зерен в структуре различны. В связи с этим была проведена количественная оценка изменения C_V рекристаллизованных зерен вдоль радиуса исследованных труб от внутренней стенки к внешней на основе анализа микроструктур, полученных методом оптической микроскопии. Измерения проводились с шагом 0,250 мм, и величина C_V оценивалась методом секущих как суммарное отношение площади рекристаллизованных участков к общей протяженности анализируемого участка (0,25 мм). Полученные результаты приведены на рис. 4.

В ходе проведенного анализа выявлено следующее:

— при пониженной температуре прессования (440 °С) объемная доля рекристаллизованных зерен в верхней и нижней частях трубы имеет 2 максимума вблизи внутреннего и наружного контуров, при этом первый из них в ~2 раза выше второго, а сами они имеют бóльшие значения в нижней части трубы по сравнению с верхней (рис. 4, *а*), у которой максимум на наружном контуре неярко выражен и имеется тенденция к уменьшению доли рекристаллизованных зерен вдоль радиуса трубы.

— при повышенной температуре прессования (470 °С) объемная доля рекристаллизованных зерен в нижней части трубы также имеет 2 максимума вблизи внутреннего и наружного контуров, а в ее верхней части величина C_V изменяется в диапазоне 0–75 % и уменьшается вдоль радиуса трубы.

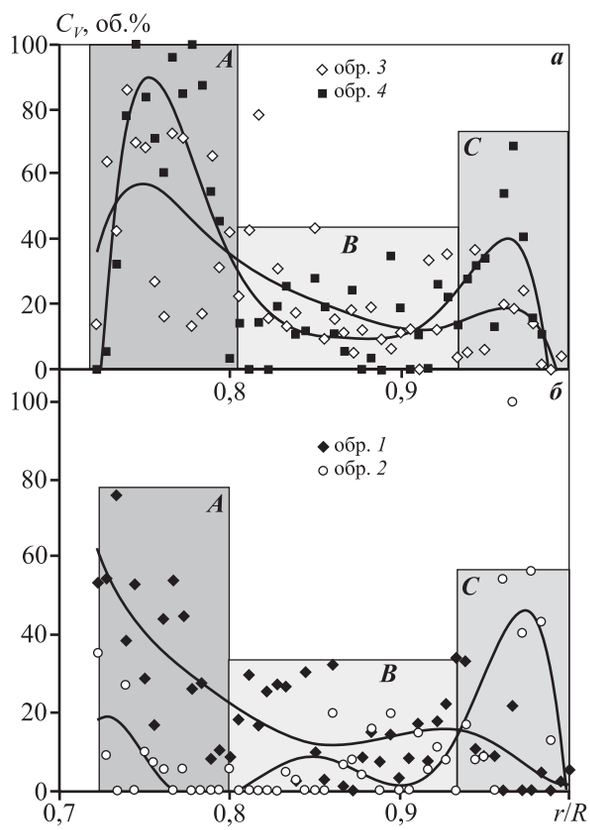

Рис. 4. Распределение объемной доли рекристаллизованных зерен вдоль текущего относительного радиуса трубы (вдоль толщины стенки), отпрессованной при t = 440 °С (***а***) и 470 °С (***б***)

A, B, C – зоны с различной степенью рекристаллизации: точки – опытные данные, линии – расчетные по уравнению регрессии (аппроксимация полиномом 6-й степени)

В целом, обобщая полученные данные, толщину стенки трубы можно разбить в первом приближении на 3 области с различной степенью рекристаллизации: *A, C* — зоны, прилегающие к внутренней и внешней стенкам трубы соответственно, и *B* — промежуточная между ними. Следует отметить, что зона *B* в первую очередь для нижней части труб и в меньшей степени для верхней является областью пониженной степени рекристаллизации, находящейся между *A* и *C*, у которых она повышена и каждая из них имеет свой максимум.

В зоне *C* наличие максимума можно объяснить локальным возрастанием скорости деформации при приближении к поверхности матрицы, что было показано решением задачи методом конечных элементов в работе [11], а в зоне *A* он обусловлен захоложивающим действием поверхности иглы при прессовании. Как было установленно в работе [12], иглы тяжелых гидравлических прессов по отношению к другому прессовому инструменту остаются захоложенными, поскольку они являются термически толстыми телами, не имеющими возможности подогрева. Это приводит к развитию рекристаллизации взамен процессов возврата и полигонизации.

Полученные данные по оценке объемной доли рекристаллизованных зерен по сечению труб были подвергнуты дополнительному статистическому анализу, результаты которого приведены на рис. 5 и в таблице. Полученная гистограмма показывает, что по всем группам измерений наиболее часто величина C_V = 18÷27 об.%.

Анализ данных таблицы показал, что во всех случаях были выявлены участки с нерекристаллизованными зернами (минимальное значение равно нулю), а средние, как и медианы, оказываются различными. Меньшие значения соответствуют обр. *1*

Статистические характеристики измерения объемной доли рекристаллизованных зерен по четырем образцам

Параметр	Образец			
	1	*2*	*3*	*4*
Среднее значение	19,9	11,6	26,7	31,6
Медиана	16,6	5,6	17,3	20,8
Стандартное отклонение	17,8	19,1	23,1	30,5
Дисперсия выборки	315,2	365,8	532,5	930,9
Разброс	75,8	99,8	86,3	100,0
Минимум	0	0	0	0
Максимум	76	100	86	100

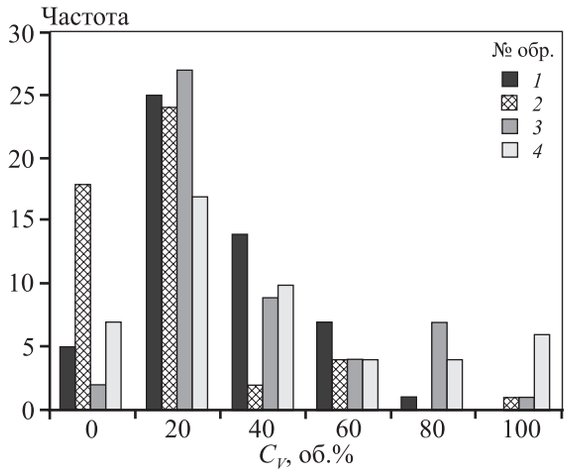

Рис. 5. Частотные характеристики объемной доли рекристаллизованных зерен для обр. *1–4* (см. таблицу)

и *2* (температура прессования 470 °С), а наибольшие — обр. *3* и *4* (440 °С). Это можно объяснить тем, что при низкой температуре прессования подавлены процессы полигонизации и возврата, а следовательно, более активно может развиваться рекристаллизация, что соответствует существующим представлениям о деформации алюминиевых сплавов, обладающих эффектом структурного упрочнения [13]. Величины стандартного отклонения и дисперсии выборки оказались наибольшими для обр. *4*, что говорит о максимальной неоднородности его структуры.

Наибольшее значение интервала (разброса) соответствует обр. *2* и *4*, вырезанным из нижней части труб, а следовательно, она оказывается в более неоднородном структурном состоянии, чем верхняя часть. Данный факт можно объяснить повышенным градиентом температур в стенке трубы за счет охлаждающего действия холодной поверхности отводящих рольгангов при выходе трубы из зоны прессования.

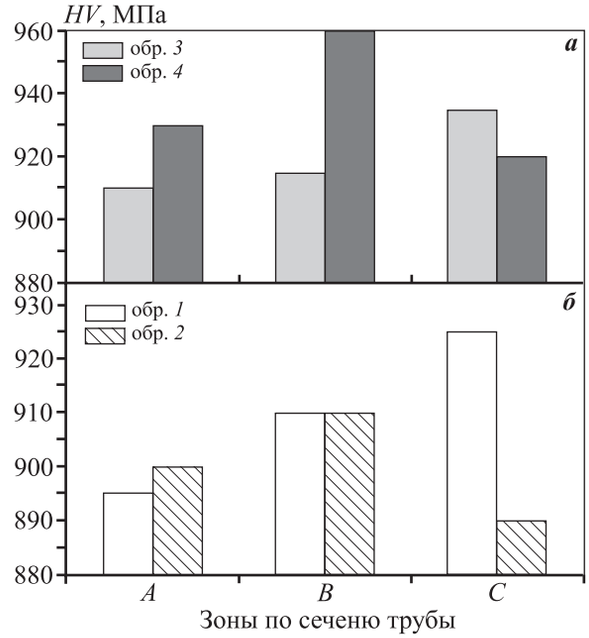

Рис. 6. Средние значения микротвердости в зонах с различной степенью рекристаллизации у труб, отпрессованных при t = 440 °С (***а***) и 470 °С (***б***)

Исходя из проведенного деления стенки трубы на 3 зоны с различной степенью протекания рекристаллизации, были выполнены дюрометрические измерения в каждой из них (по 10 раз), и полученные результаты приведены на рис. 6. Сопоставление этих показателей с данными по объемной доле рекристаллизованных зерен в зонах *A, B, C* показывает их хорошее соответствие: чем больше (в среднем) величина C_V, тем ниже средние микродюрометрические свойства. При этом средний уровень этих характеристик в трубе, отпрессованной при 470 °С, в соответствующих зонах несколько ниже, чем в полученной при 440 °С, что, по нашему мнению, является следствием сохранения большего наклепа в деформированной зеренной составляющей в этой трубе за счет более низкой температуры ее прессования.

Следует отметить, что при прессовании алюминиевых сплавов, обладающих эффектом структурного упрочнения, стремятся достичь наибольшего упрочняющего эффекта за счет подавления процессов рекристаллизации, поэтому желательно обеспечить наименьшее количество рекристаллизованных зерен, что соответствует температуре прессования 470 °С и согласуется с данными работы [14].

ВЫВОДЫ

1. Установлено неравномерное протекание процесса рекристаллизации вдоль радиуса стенки труб из сплава АМг6, отпрессованных при температурах 440 и 470 °С. По степени ее развития выделены 3 характерные зоны: две прилегают к наружной и внутренней поверхностям труб и третья — промежуточная между ними. Для первых двух зон характерно наличие максимумов рекристаллизации, связанных с захоложиванием трубы иглой (область у внутренней поверхности трубы) и локальным возрастанием скорости деформации при приближении к поверхности матрицы (зона у наружной поверхности трубы).

2. Подтверждено, что процессы рекристаллизации в выделенных зонах протекают активнее при более низкой температуре прессования (440 °С).

3. Обнаружено, что наибольший разброс объемной доли рекристаллизованных зерен вдоль радиуса прессованной трубы характерен для образцов, вырезанных из ее нижней части, что связано с повышенным градиентом температур в стенке трубы за счет охлаждающего действия холодной поверхности отводящих рольгангов при ее выходе из зоны прессования.

4. Показано, что имеется корреляция между средними значениями дюрометрических характеристик и объемной долей рекристаллизованных зерен в выделенных по радиусу труб зонах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», госконтракт 02.740.11.0539.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов / Отв. ред. А.Т. Туманов. М.: Металлургия, 1973.
2. *Полмеар Я.* Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. М.: Техносфера, 2008.
3. Pat. 3346372 (USA). Aluminum base alloy/ G. J. Jagaciak («Olin Mathieson Chemical Corp.»). 1967.
4. Pat. 4626294 (USA). Lightweight armor plate and method / J. R. Sanders («Aluminum Company of America»). 1986.
5. Пат. 2260488 (РФ). Способ изготовления броневых листов и плит из сплавов на основе алюминия и изделие из них / В.И. Попов (Заяв. ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод»). 2005.
6. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справочник / Отв. ред. В.А. Ливанов. М.: Металлургия, 1974.
7. *Wen Wei, Zhao Yumin, Morris J.G.* // Mater. Sci. Eng. A. 2005. Vol. 392. P. 136–144.
8. *Gubicza J., Chinh N.Q., Horita Z., Langdon T.G.* // Ibid. 2004. Vol A 387-389. P. 55–59.
9. *Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф., Антоненко Л.В.* // Кузн.-штамп. пр-во. 2008. № 6. С. 14–17.
10. *Беккерт М., Клемм Х.* Способы металлографического травления: Справочник. М.: Металлургия, 1988.
11. *Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф.* // Технол. легких сплавов. 2007. № 4. С. 123–127.
12. *Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф.* // Сучасні проблеми металлургіі. Наукові вісті. Т. 8. Пластична деформація металів. Днепропетровськ: Системні технологіі, 2005. С. 529–532.
13. *Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972.
14. *Вайнблат Ю.М. Ланцман П.Ш., Шаршагин Н.А.* // Изв. вузов. Цв. металлургия. 1974. № 4. С. 155–160.