УДК 669.295:661.882

Ф.В. Водолазский[1], С.М. Илларионова[1], Н.А. Баранникова[1], Е.А. Горностаева[2], Я.И. Космацкий[2], А.Г. Илларионов[1]*

[1] Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург
[2] ОАО Российский научно-исследовательский институт
трубной промышленности, г. Челябинск
*illarionovag@mail.ru

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПО СЕЧЕНИЮ КРУПНОГАБАРИТНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПТ-7М

В работе методами макро-, микро-, рентгеноструктурного анализов, дюрометрии и испытаний на горячую осадку при 875 °С изучено изменение структуры, твердости и горячей прочности по сечению горячекованной заготовки из титанового сплава ПТ-7М. Установлено, что для макро-, микроструктуры по сечению исследованной заготовки из сплава ПТ-7М характерно уменьшение доли крупных макрозерен и рекристаллизованных зерен от центра к поверхности полуфабриката. Это способствует росту твердости, истинных напряжений при испытаниях на сжатие при 875 °С по мере удаления от центра заготовки.

Ключевые слова: титановый сплав ПТ7-М, горячая деформация, микроструктура, фазовый состав, текстура, твердость.

F.V. Vodolazskiy, S.M. Illarionova, N.A. Barannikova, E.A. Gornostaeva, Ya.I. Kosmatskiy, A.G. Illarionov

RELATION BETWEEN STRUCTURE AND PROPERTIES FOR A SECTION OF LARGE-SIZE BILLET FROM TITANIUM ALLOY PT-7M

In the work of making macro-, micro-, X-ray structural analyzes, durometry and hot upsetting operation at 875 °C, changes in the structure, hardness and hot strength over the cross section of a hot-baked titanium alloy PT-7M were studied. It was established that the macrostructure of the microstructure over the cross section of the investigated billet of alloy PT-7M is characterized by a decrease in the proportion of large macrogranes and recrystallized grains from the center to the surface of the semi-finished product. This contributes to the growth of hardness, the real stresses duaring compression test at 875 °C with increasing distance from the center of the billet.

Key words: titanium alloy PT-7M, hot deformation, phase composition, microstructure, texture, hardness.

ПТ-7М с системой легирования Ti–2,2Al–2,5Zr (мас. %) относится к деформируемым α-сплавам [1], имеющим при нормальных условиях в структуре 100 % α-фазы — низкотемпературной модификации титана с ГПУ-решеткой. За счет легирования α-стабилизатором алюминием и нейтральным упрочнителем цирконием сплав ПТ-7М, по сравнению с чистым титаном, характеризуется более высокими литейными свойствами, прочностью, жаропрочностью, термической стабильностью, отсутствием склонности к хладноломкости [1, 2]. Он имеет высокую коррозионную стойкость в морской и пресной воде, хорошо деформируется в горячем и холодном состояниях, сваривается всеми видами сварки, преимущественно используется для изготовления труб для трубопроводов, работающих при комнатной и повышенных (до 400–450 °С) температурах в агрессивных средах [2–4].

При получении труб из сплавов титана, включая ПТ-7М, в качестве исходного полуфабриката берут крупногабаритные горячекованые заготовки диаметром более 150 мм, которые, как показывают исследования других сплавов титана [5], могут иметь неоднородность структуры и, соответственно, свойств по сечению вследствие как нестационарных условий проведения деформации, так и сложного строения исходной литой заготовки. Наличие такого рода неоднородности может сказаться при распределении усилий по сечению заготовки в ходе горячей деформации при получении трубного полуфабриката. Исследований сплава ПТ-7М в этом направлении найти не удалось. Исходя из этого в работе изучено изменение структуры и свойств по сечению крупногабаритной заготовки из титанового сплава ПТ-7М, предназначенной для получения трубной заготовки.

Материалом исследования служила промышленная ∅188 мм горячекованая заготовка, удовлетворяющая ТУ 1-5-132-78 [6], из сплава ПТ-7М, имеющего химический состав (в мас. %) — Ti–2,2Al–2,7Z, соответствующий требованиям ГОСТ 19807–91 [7], и температуру полиморфного $\alpha+\beta \rightarrow \beta$-превращения ($T_{пп}$) 945 °С. В качестве методов исследования в работе использовали макро-, микроструктурный, дюрометрический анализы, а также испытания на горячую осадку.

Результаты исследования

Макроструктура темплетов, вырезанных по радиусу горячекованых заготовок, из сплава ПТ-7М в поперечном и продольном сечении представлена на рис. 1. В соответствии со шкалой макроструктур титановых сплавов, приведенной в [8], в поперечном сечении макрозерно преимущественно имеет 3–4-й балл, то есть менее 1 мм с отдельными областями, количество которых больше к центру, и балл макроструктур которых может достигать 7–8, то есть до 4–5 мм (рис. 1, *а*). В продольном сечении (рис. 1, *б*) по шкале для оценки степени неравноосности зерен в макроструктуре [5] макрозерно характеризуется 1–2-м баллом, при котором отношение (размер макрозерна вдоль оси заготовки)/(размер макрозерна поперек оси заготовки) составляет порядка 2-х. Исходя из анализа макроструктуры видно, что по сечению горячекованой заготовки наблюдается определенная неоднородность, связанная с наличием макрозерен разного размера и неравноосности, при этом более крупные макрозерна встречаются ближе к центру заготовки и в меньшем степени у ее поверхности. Последнее, очевидно, связано с подстуживанием поверхности в ходе деформации, характерным для сплавов титана [5].

а *б* *в*

Рис. 1. Макроструктура темплетов из сплавов ПТ-7М в поперечном (*а*) и продольном (*б*) сечении и разметка с уколами твердости по Виккерсу (в) (без увеличения)

Микроструктура сплава ПТ-7М из различных зон (центр, 1/2 радиуса, внешняя поверхность) с продольного и поперечного сечения темплетов представлена на рис. 2. Анализ микроструктуры как в продольном, так и поперечном сечениях заготовки (рис. 2) показал, что она изменяется по мере перемещения от центра к поверхности заготовки: увеличивается количество относительно мелких равноосных рекристаллизованных зерен размером до 100 мкм и уменьшается объемная доля крупных деформированных зерен, которые в продольном сечении преимущественно имеют некоторую вытянутость вдоль оси заготовки (рис. 2, *а*, *в*, *д*), что отмечалось и при анализе макроструктуры (рис. 1, *б*).

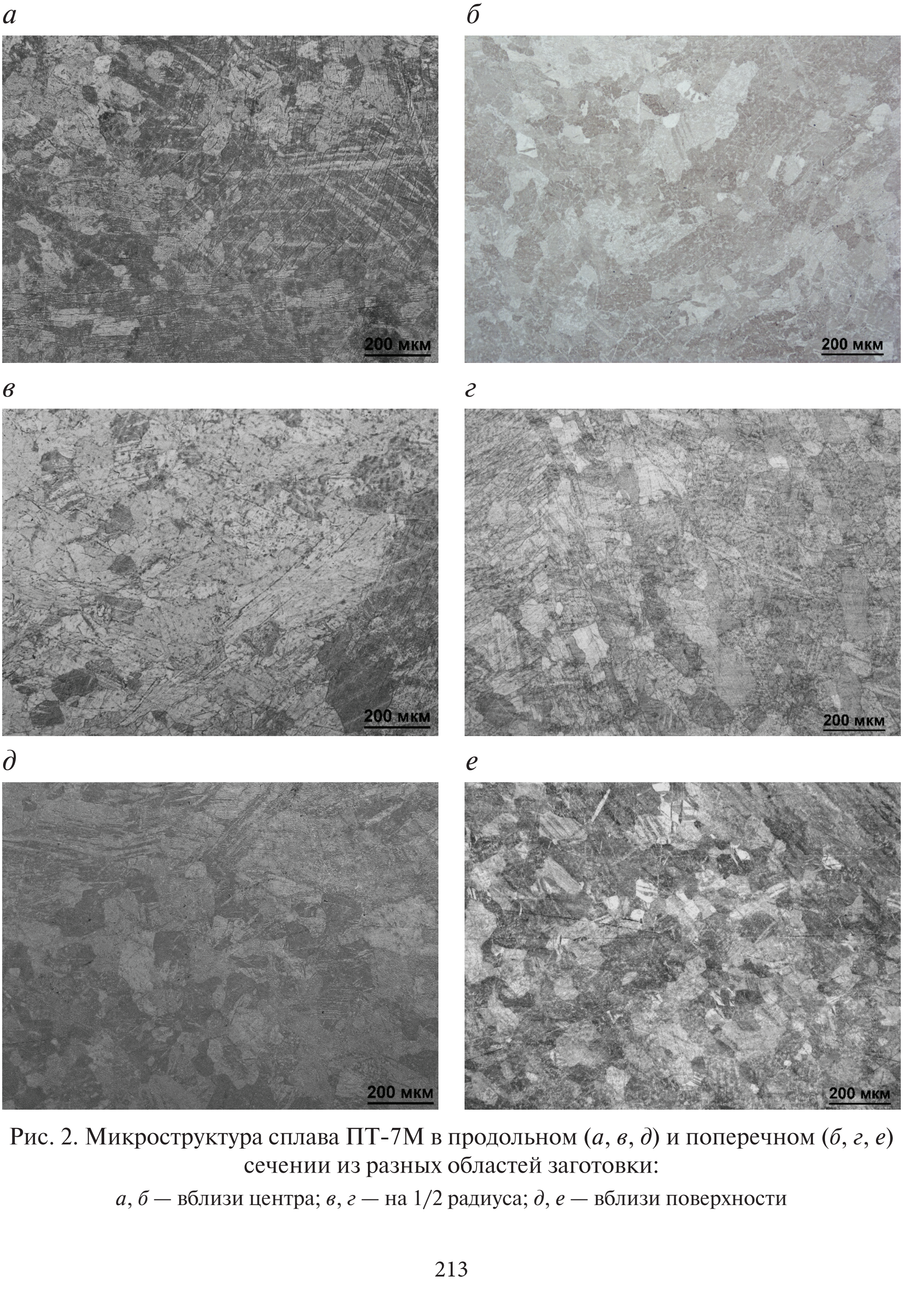


Рис. 2. Микроструктура сплава ПТ-7М в продольном (*а*, *в*, *д*) и поперечном (*б*, *г*, *е*) сечении из разных областей заготовки:
а, *б* — вблизи центра; *в*, *г* — на 1/2 радиуса; *д*, *е* — вблизи поверхности

Внутризеренная структура хорошо проявляется в крупных зернах (рис. 2) и представляет собой пакеты частично изогнутых α-пластин. Такого рода структура обычно формируется, когда окончание ковки проходит ниже температуры полиморфного $\alpha+\beta \rightarrow \beta$-превращения ($T_{пп}$) сплава ПТ-7М. Так как в нашем случае в образовавшихся в ходе ковки ниже $T_{пп}$ α-пластинах практически не фиксируется их дробление, то можно утверждать, что степень деформации и переохлаждение ниже $T_{пп}$ при ковке были незначительными.

Для оценки наличия преимущественных ориентировок в α-фазе в разных сечениях и областях деформированной заготовки проведена съемка дифрактограмм на приборе Bruker D8 Advance с областей вблизи центра, на 1/2 радиуса и у поверхности (рис. 3).

На дифрактограммах присутствуют только линии α-твердого раствора, что естественно для α-сплавов, которые не содержат в качестве легирующих элементов β-стабилизаторов. Средние параметры решетки α-фазы, определенные после съемки в разных сечениях заготовки, составляют $a = 0{,}29466$ нм, $c = 0{,}46868$ нм, $c/a = 1{,}5905$. Полученные значения параметра «c/a» α-фазы выше, чем у чистого титана (1,5873), что характерно для сплавов, легированных алюминием [9], к которым относится ПТ-7М. Следует отметить, что на дифрактограммах образцов вдоль заготовки линия 002 имеет, близкое к максимальной интенсивности (рис. 3). В поперечном направлении базисная компонента 002 практически отсутствует, при этом усилена линия (100). Данный факт свидетельствует о наличии преимущественных ориентировок в α-фазе, а именно текстурной компоненты продольной призмы {0001}<1–100>, когда нормаль к плоскости базиса располагается перпендикулярно оси заготовки, что характерно для процессов деформации с участием α-фазы [10].

Измерение твердости по Виккерсу при нагрузке 100 кг проводили на универсальном твердомере Zwick/Roell ZHU type 6187–5 LKV при нагрузке 100 кг (980,7 Н) вдоль трех радиусов через 5 мм (схема измерений представлена на рис. 1, *в*). В целом значения твердости по сечению заготовки изменяется от 190 до 225 HV, при этом среднее и медианное значение близки и составляют 207 HV. Использование линейной аппроксимации средних значений по трем измерениям (рис. 4) показало тенденцию к росту значений твердости от центра темплета к его поверхности, очевидно, из-за уменьшения доли рекристаллизованных и увеличения деформированных зерен в структуре (рис. 2). Известно [11], что при рекристаллизованном состоянии значительно уменьшается плотность дислокаций по сравнению с деформированным состоянием, способствуя снижению прочностных свойств, включая твердость.

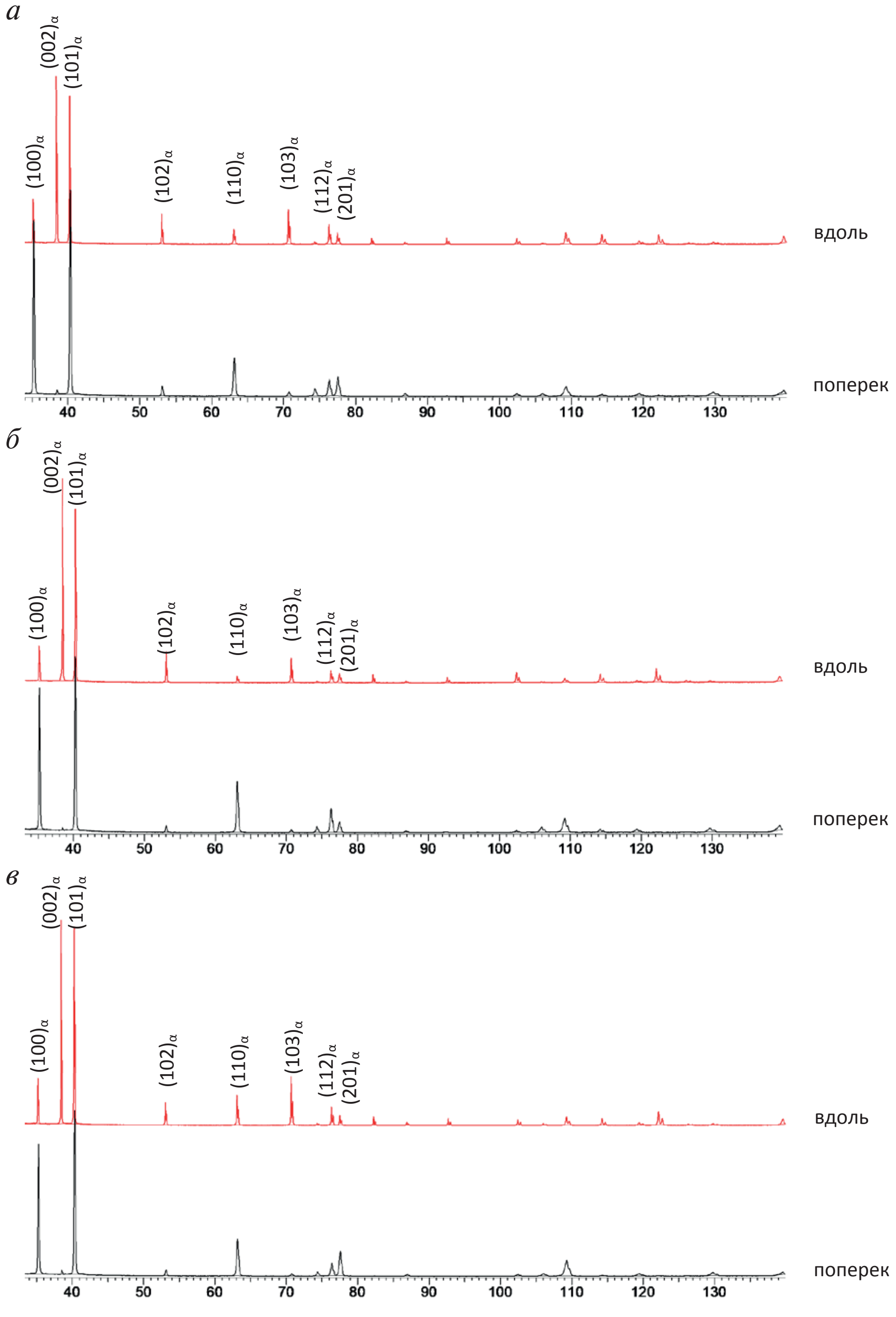


Рис. 3. Дифрактограммы с продольного и поперечного сечении
из разных областей заготовки:
а — вблизи центра; *б* — на 1/2 радиуса; *в* — вблизи поверхности

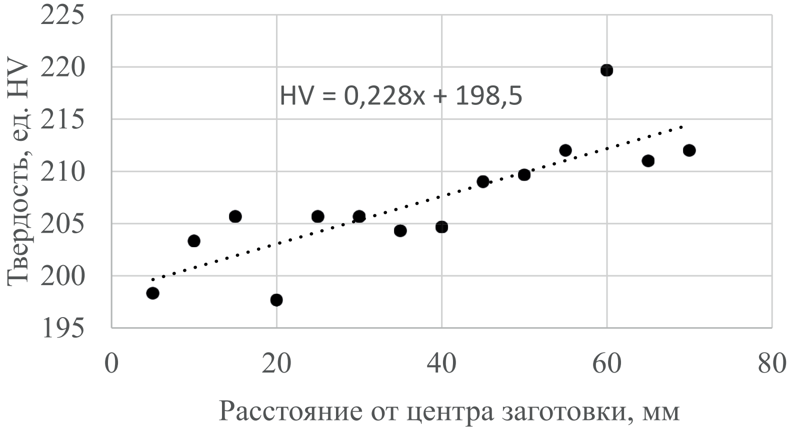


Рис. 4. Изменение средней твердости (по 3-м значениям) от центра к поверхности горячекованой заготовки из сплава ПТ-7М

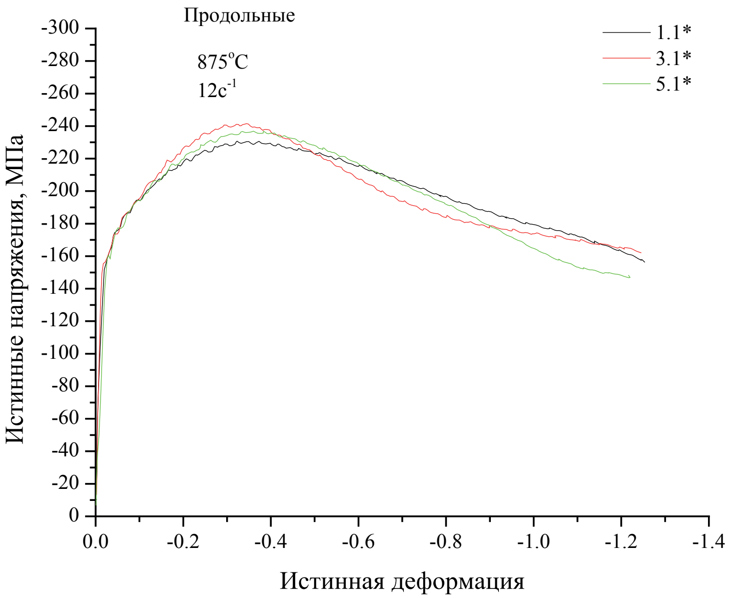
Для оценки при повышенных температурах однородности прочностных свойств по сечению горячекованой заготовки проведены испытания на сжатие продольных и поперечных цилиндрических образцов диаметром 10 мм и высотой 15 мм, отобранных от центра, середины и периферии заготовки, при нагреве до температуры 875 °C и при скорости деформации 12 $с^{-1}$ на многофункциональном исследовательском комплексе «Gleeble 3800» с применением программы Origin.pro 8.5.1 для обработки результатов эксперимента. Температура деформации 875 °C выбиралась ближе к нижней границе рекомендуемого температурного диапазона (840–940 °C) горячего прессования труб из псевдо-α-сплава титана ОТ4–1 [5], имеющего близкие с ПТ-7М содержание алюминия (около 2 %), и $T_{пп}$ (910–950 °C). Результаты испытаний приведены на рис. 5.

Анализ полученных на рис. 5 зависимостей, их сопоставление с данными структурных и измерения твердости (рис. 1–4) позволили заключить следующее.

Во-первых, наименьшие пиковые (максимальные) истинные напряжения при сжатии как в продольном, так и поперечном направлении характерны для образцов, вырезанных из центра заготовки, по-видимому из-за наибольшей доли крупных макрозерен (рис. 1) и рекристаллизованных α-зерен (рис. 2), и, соответственно, наименьшей твердости (рис. 4).

Во-вторых, истинные напряжения при аналогичной истинной деформации образцов из сплава ПТ-7 М в поперечном направлении выше, чем в продольном, примерно на 25–35 МПа (рис. 5). Это связано, исходя из данных РСФА (рис. 3), с более благоприятной к нагружению ориентацией кристаллитов в продольном направлении при сжатии по сравнению с ориентацией кристаллитов в поперечном направлении.

а



б

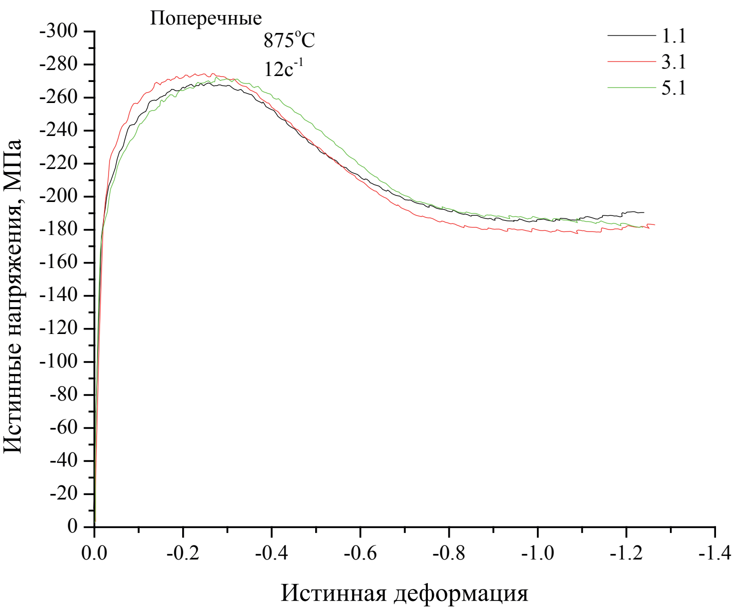


Рис. 5. Кривые течения металла образцов отобранных от центра (1.1*, 1.1), 1/2 радиуса (3.1*,3.1) и у поверхности (5.1*,5.1) заготовки из сплава ПТ-7М: *а* — продольные, *б* — поперечные

В-третьих, деформационные кривые при сжатии имеют подобный характер с наличием пологого максимума при истинной деформации между 0,2–0,4 с последующей нисходящей ветвью (рис. 5). Такой характер деформационной кривой наблюдали ранее в работах [5, 12, 13], и он связан с протеканием в ходе осадки двух конкурирующих процессов: 1) упрочнения за счет генерирования в ходе деформации линейных дефектов кристаллического строения — дислокаций; 2) разупрочнения за счет протекания в деформированном сплаве процессов возврата и рекристаллизации, способствующих аннигиляции дефектов кристаллического строения. При относительно малых истинных деформациях (до 0,3) деформационное упрочнение превалирует, а при более высоких степенях большую роль начинают играть процессы разупрочнения, в первую очередь — рекристаллизации. О возможности развития процессов рекристаллизации в данном сплаве при температуре испытания 875 °С опосредованно свидетельствуют литературные данные [14]. В данной работе температура конца рекристаллизации равна 840 °С для сплава ОТ4–1С, который имеет близкое к ПТ-7М содержание Al и $T_{пп}$. В этом случае можно так же отметить, что величина разупрочнения (разница между максимальным значением напряжения на пике и минимальным значением напряжения после пика) больше у образцов, вырезанных с поверхности, по сравнению с образцами из центральной части. Причиной этого, по-нашему мнению, является меньшая доля рекристаллизованных зерен до испытаний в центре заготовки по сравнению с поверхностью (рис. 2). В результате этого дополнительная горячая деформация при осадке более активно стимулирует развитие рекристаллизационных процессов в образцах с поверхности заготовки, что и способствует большему разупрочнению.

Таким образом установлено, что макро-, микроструктура по сечению исследованной крупногабаритной заготовки из сплава ПТ-7М характеризуется уменьшением доли крупных макрозерен и рекристаллизованных зерен от центра к поверхности полуфабриката, способствуя росту твердости и истинных напряжений при горячих испытаниях на сжатие при 875 °С.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10107).

ЛИТЕРАТУРА

1 Титановые сплавы для морской техники / И. В. Горынин [и др.]. СПб : Политехника, 2007. 387 с.

2 Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М. : ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
3 Моисеев В. Г. Титан в России // МиТОМ. 2005. № 8.
4 Ушков С. С., Кудрявцев А. С., Карасев Э. А. Титановые сплавы в судостроении и морских сооружениях // Титан. 2002. № 1. С. 44–49.
5 Полуфабрикаты из титановых сплавов / В. К. Александров [и др.]. М. : ОНТИ ВИЛС, 1996, 584 с.
6 ТУ 1-5-132-78. Заготовки трубные из титановых сплавов. Технические условия. 19 с.
7 ГОСТ 19807–91. Титан и сплавы титановые деформируемые. М. : Изд-во стандартов, 1992. 32 с.
8 Глазунов С. Г., Колачев Б. А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. М. : Металлургия, 1980. 464 с.
9 Цвиккер У. Титан и его сплавы. М. : Мир, 1979. 512 с.
10 Текстура катаных прутков сплава ВТ3-I / Р. А. Адамеску [и др.] // Технология легких сплавов. 1978. № 10. С. 28–31.
11 Литвинов В. С., Гриб С. В. Рекристаллизация металлов и сплавов : учеб. пособие. Екатеринбург : Изд-во Уральского университета. 2013. 86 с.
12 Experimental determination of temperature parameters for evaluating the possibility of manufacturing alloy Ti–3Al–2.5V hot-extruded tubes / Illarionov A. G. [and others] // Metallurgist. 2017. Т. 60. № 9–10. С. 983–988.
13 Исследование деформационной способности трубной заготовки из титанового сплава марки ПТ-1М / Я. И. Космацкий [и др.] // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2017. Т. 17. № 4. С. 83–91.
14 Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. М. : Металлургия, 1974. 368 с.