

УДК 669.14.017:621.774

Губенко С. И.
Беспалько В. Н.
Балев А. Е.

ОСОБЕННОСТИ ТРАНСФОРМАЦИИ СУБСТРУКТУРЫ СТАЛИ 08X18H10T ПРИ КОСОЙ ПРОКАТКЕ

Доля электроэнергии, производимой атомными электростанциями, все время возрастает. Поэтому получение нержавеющей труб, широко применяемых в атомной энергетике, и повышение их качества является актуальной задачей. Важнейшей операцией при производстве горячедеформированных труб из нержавеющей сталей, практически определяющей их качество, является прошивка сплошной заготовки в гильзу на станах косо́й прокатки. Недостаточная изученность закономерностей структурообразования при прошивке трубной заготовки сказывается при разработке технологии производства труб с регламентированной структурой [1–2].

Целью настоящей работы является исследование влияния схемы деформации и деформационных параметров, а также последующей термической обработки на закономерности структурообразования в горячекатаных трубах из стали 08X18H10T, продолжающие направления работ [1, 2].

Исследовали структуру горячедеформированных гильз из стали 08X18H10T после двух прошивок в лабораторных условиях. Лабораторные исследования проведены на образцах Ø 60 мм, отобранных от заготовок промышленной плавки. Прокатку образцов проводили на лабораторном прошивном стане конструкции ЦКВММ-78 с бочковидными валиками. Температуру деформации (1200 °С) принимали постоянной для всех параметров прошивки, продолжительность нагрева образцов изменяли от 60 мин до 120 мин. Величина степени пластической деформации при двух прошивках составила 28,1 %, 48,9 % (таблица). Так, при схеме в две прошивки деформацию проводили как с одной степенью деформации (обжатия в пережиме) при обеих прошивках, ~ 30 % (вариант 1), так и изменяли соотношение степени деформации при первой и второй прошивках. В первом случае (вариант 2) степень деформации была увеличена до ~ 50 %, при второй прошивки, а во втором случае (вариант 3) повышенную степень деформации применяли при первой прошивке. Термическую обработку полученных гильз осуществляли по режиму: температура нагрева – 1030 °С, выдержка 30 мин и охлаждение на воздухе.

Металлографические исследования структурообразования при горячей деформации, так и после последующей термической обработки, стали 08X18H10T проводили на образцах, отобранных от горячекатаных гильз по кольцу в центральной части, с переднего и заднего конца. Все исследования проведены на продольных образцах после электролитического травления в концентрированной азотной кислоте.

Таблица 1

Основные параметры косо́й прокатки образцов из стали 08X18H10T

Схема деформации	Продолжительность выдержки, мин	№ варианта	Коэффициент вытяжки при прошивке	Степень деформации при первой прошивке, %	Степень деформации при второй прошивке, %
Две прошивки	60	1	1,39	28,1	29,1
		2	1,39	28,1	49,5
		3	1,96	48,9	29,1
	120	4	1,39	28,1	29,1
		5	1,39	28,1	49,5
		6	1,96	48,9	29,1

Как показали исследования, быстрое охлаждение образцов после деформации фиксировало неоднородную структуру аустенита. Количественное соотношение отдельных составляющих: со структурой горячего наклепа, полигонизованной и рекристаллизованной структуры изменяется в зависимости от параметров деформации. Поэтому в работе была проведена статическая обработка всех образцов для определения параметров структуры горячей деформации. Определяли объемную долю вытянутых субзерен, полученных в процессе полигонизации (V_n), долю рекристаллизованных зерен (V_p), а так же изменение размеров равноосных рекристаллизованных зерен (d_{cp}) по сечению стенки гильзы в горячекатаном состоянии. Полученные результаты приведены на рис. 1.

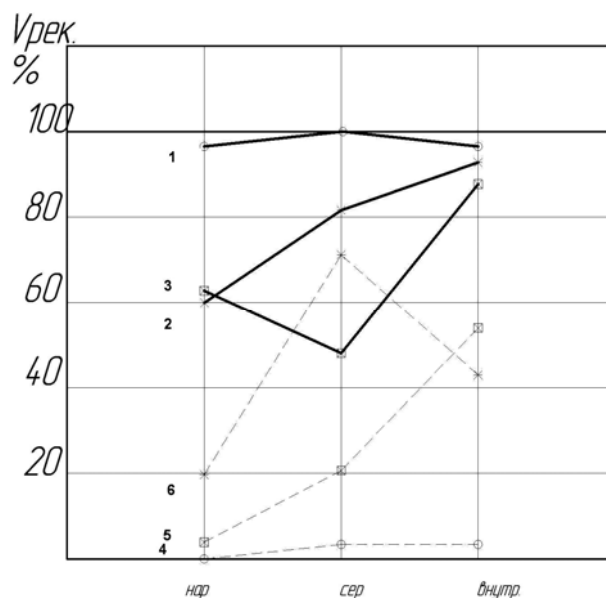


Рис. 1. Изменение объемной доли рекристаллизованного зерна аустенита по толщине стенки гильзы при двух прошивках: кривые 1, 2, 3 – продолжительность выдержки при нагреве 60 мин; кривые 4, 5, 6 – продолжительность выдержки при нагреве 120 мин; кривые 3 и 6 – вариант 1; кривые 2 и 5 – вариант 2; кривые 1 и 4 – вариант 3

При применении схемы деформации в две прошивки, как показали исследования, позволяет получать более близкие по размеру зерна аустенита, в результате динамической рекристаллизации (рис. 2). Однако наиболее равномерное развитие процессов разупрочнения по сечению гильзы путем динамической рекристаллизации характерно для схемы в две прошивки с применением более низких степеней деформации при второй прошивке по сравнению с первой прошивкой (рис. 1).

Перераспределение величины степени деформации при двух прошивках оказывало значительное влияние на развитие процессов разупрочнения, а, следовательно, и на формирование конечной структуры гильз.

Применение одинаковой по величине степени деформации $\varepsilon = 29\%$ при обеих прошивках приводило к формированию неравноосных рекристаллизованных зерен, вытянутых в направлении прокатки со слабо развитой субструктурой и двойниками отжига (рис. 2, а). Деформация с более низкими степенями деформации (меньше 30 %) при первой прошивке способствовала развитию динамической полигонизации, подавляющей процессы рекристаллизации (рис. 2, б). Последующее увеличение степени деформации до 50 % при второй прошивке после незначительной изотермической выдержки облегчало процессы динамической рекристаллизации с образованием большого количества новых мелких рекристаллизованных зерен путем множественной коалиценции субзерен (рис. 2, в, г). Даже незначительная изотермическая выдержка активизировала процессы неконсервативного перемещения дислокаций, их аннигиляцию и сток на образующиеся большеугловые границы, что при последующей деформации способствовало получению более крупных по размеру зерен (рис. 2, г).

Применение повышенной степени деформации $\sim 50\%$ при первой прошивке оказывало заметное влияние на развитие процессов динамической рекристаллизации уже при первом проходе. Более низкие степени деформации при второй прошивке и изотермическая выдержка способствовали дальнейшему развитию динамической рекристаллизации. Микроструктурный анализ образующейся структуры показал нестабильность строения границ рекристаллизованных зерен аустенита, и трансформацию межзеренных границ в двойниковые. Таким образом, увеличение выдержки при нагреве в данном случае стабилизировало структуру, и снизило роль процессов разупрочнения путем динамической рекристаллизации. В образцах зафиксировали вытянутые зерна с развитой субструктурой, объемная доля которых значительно увеличивалась.

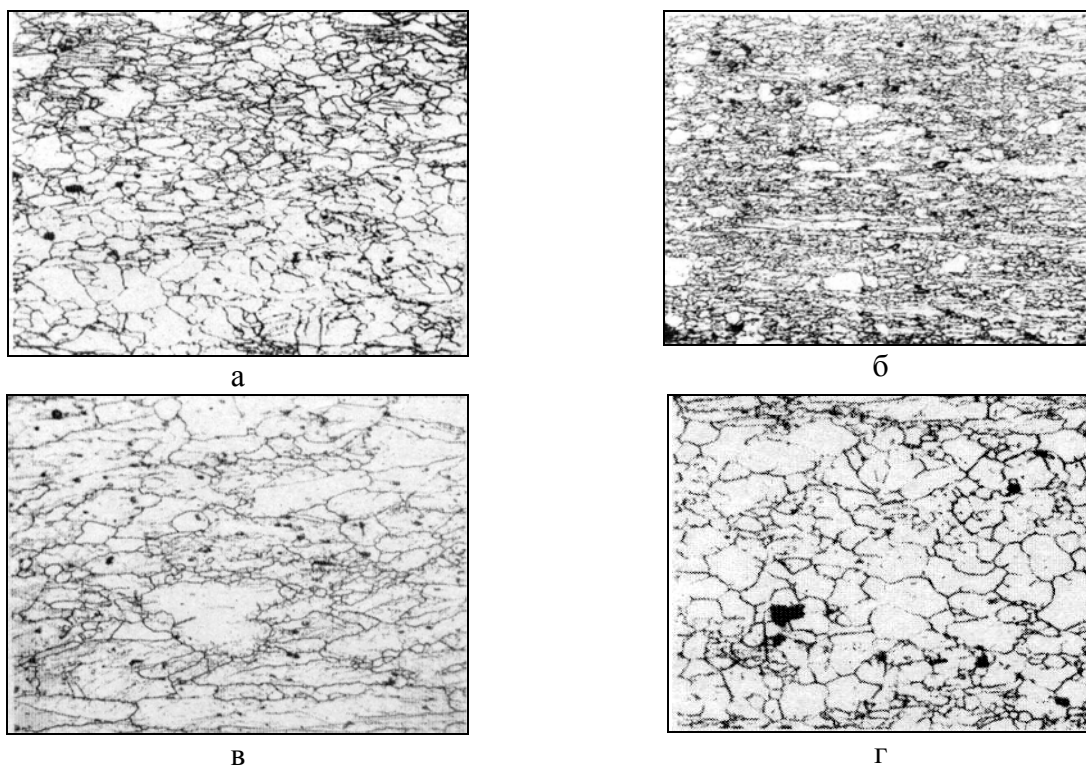


Рис. 2. Структура гильз при деформации в две прошивки ($\times 200$):

а – $\varepsilon = 28,9$; $\varepsilon = 28,9$; 60 мин; б – $\varepsilon = 28,1$; $\varepsilon = 49,5$; 60 мин; в – $\varepsilon = 48,9$; $\varepsilon = 29,1$; 60 мин; г – $\varepsilon = 48,9$; $\varepsilon = 29,1$; 120 мин

Для исследования изменения структуры аустенита при последующем нагреве и возможности получения более однородной зеренной структуры в стали 08X18H10T была проведена термическая обработка. Термическую обработку гильз осуществляли по режиму: температура нагрева принималась равной – $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 30 мин охлаждение всех гильз производили на воздухе. Как показали исследования, термическая обработка образцов привела к дальнейшему развитию процессов рекристаллизации, росту зерен аустенита (рис. 3).

Данные по определению величины рекристаллизованного зерна аустенита, объемной доли нерекристаллизованной матрицы свидетельствует о целесообразности применения технологической схемы с двумя прошивками с более низкими степенями деформации при второй прошивке. Такая схема деформации позволяет обеспечить максимальное развитие процессов рекристаллизации при горячей деформации и получить достаточно мелкое рекристаллизованное зерно аустенита при однородном его распределении по толщине стенки гильзы.

На основании проведенных исследований была предложена технология промышленного производства труб из стали 08X18H10T с применением схемы деформации с двумя прошивками. Проведение опытно-промышленных прокаток труб подтвердило данные и правильность выводов, полученных при лабораторных исследованиях.

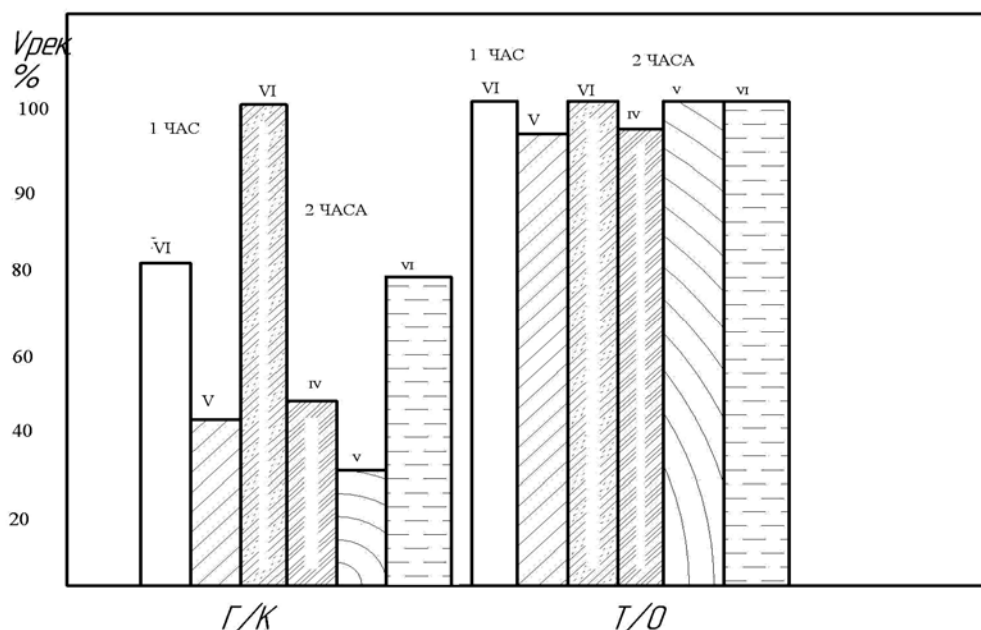


Рис. 3. Изменение объемной доли рекристаллизованного зерна аустенита после термической обработки

ВЫВОДЫ

Исследования влияния схемы деформации и деформационных параметров прокатки на формирование структуры гильз показали, что максимальное развитие рекристаллизационных процессов при горячей деформации, сравнительно мелкое и однородное зерно аустенита, равномерное его распределение по толщине стенки гильзы, получили при деформации в две прошивки с более низкими степенями деформации при второй прошивке.

Исследование и внедрение промышленной технологии прокатки труб с применением разработанных параметров деформации позволит обеспечить структурную однородность и улучшение качества горячедеформированных труб из стали 08X18H10T.

ЛИТЕРАТУРА

1. Губенко С. И. Влияние параметров косо́й прокатки на формирование регламентированной структуры гильз из стали 08X18H10T / С. И. Губенко, В. Н. Беспалько, А. Е. Балеv // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов ПГАСА. – 2008. – № 45. – Ч. 2.
2. Губенко С. И. Исследование параметров горячей деформации и термической обработки на формирование структуры гильз из стали 08X18H10T / С. И. Губенко, В. Н. Беспалько, А. Е. Балеv // Науковi вiстi. Сучаснi проблеми металургii : зб. наук. праць. – 2008. – № 11.

Губенко С. И. – д-р техн. наук, проф. НМетАУ;

Беспалько В. Н. – канд. техн. наук, доц. НМетАУ;

Балеv А. Е. – нач. отдела ЧАО «Сентравис Продакшн Юкрейн».

НМетАУ – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск.

ЧАО «Сентравис Продакшн Юкрейн» – частное акционерное общество «Сентравис Продакшн Юкрейн», г. Никополь.

E-mail: sgubenko@email.dp.ua; bespalko.vn@mail.ru