

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08X18H10T В УСЛОВИЯХ ПИЛИГРИМОВОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА

**В.Н. Еремин<sup>1</sup>, Д.В. Перевозчиков<sup>1</sup>, А.Н. Маковецкий<sup>1</sup>,  
Л.И. Шакирова<sup>1,2</sup>, С.В. Руциц<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», г. Челябинск, Россия,

<sup>2</sup> Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

В работе изучена кинетика постдеформационного разупрочнения стали 08X18H10T в интервале температур 1000–1200 °С методом двойной деформации. Образцы были изготовлены из стали с относительно высокой массовой долей углерода (%C = 0,07) и титана (%Ti = 0,50). Горячая деформация осуществлялась одноосным сжатием цилиндрических образцов на симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800. Показано, что при температурах, близких к 1000 °С, в стали 08X18H10T с рассмотренным химическим составом оказывается подавленной как динамическая рекристаллизация, так и постдеформационная рекристаллизация. При большей температуре, а именно при 1100 °С, а тем более при 1200 °С, постдеформационная рекристаллизация протекает быстрее и для ее полного протекания требуется несколько десятков секунд. По результатам производственных наблюдений, в силу контакта тела заготовки с массивным дорном, происходит захлаживание внутренних слоев металла заготовки, в результате чего их деформация происходит при температуре, близкой к 1000 °С. Это обстоятельство является причиной сохранения в структуре бесшовных труб вблизи их внутренней поверхности крупных деформированных зерен. Увеличение деформации до величины 1,3 по Мизесу в модельных экспериментах повышает движущую силу постдеформационной рекристаллизации и обеспечивает в стали полностью рекристаллизованную структуру после отжига при 1000 °С. На основании полученных результатов выработаны предложения по изменению технологии прокатки труб из стали 08X18H10T для нужд атомной энергетики, предполагающие увеличение величины деформации до значения 1,1 по Мизесу (только до значения 1,1 в силу технических ограничений стана), что позволило исключить отбраковку по величине зерна. Прокатка труб по экспериментальному маршруту показала его эффективность.

*Ключевые слова:* сталь 08X18H10T, сталь AISI 321, горячая деформация, метадинамическая и статическая рекристаллизация, пилигримовая прокатка.

### Введение

Зеренная структура поликристаллических материалов является одним из основных факторов, определяющих комплекс свойств металлопродукции. Особое значение контроль размера формирующихся зерен приобретает при прокате бесшовных труб из коррозионностойких сталей аустенитного класса, не испытывающих фазовой перекристаллизации в ходе последующей термической обработки.

Первый этап прокатки бесшовных труб из аустенитных коррозионностойких сталей – прошивка литой заготовки – осуществляется в интервале высоких температур (1200–1280 °С) с относительно малыми скоростями деформации (менее 1 с<sup>-1</sup>) и сопровождается динамической рекристаллизацией аустенита [1–5]. В этом процессе измельчение крупнозернистой литой структуры может быть достигнуто за счет понижения температуры деформации и повы-

шения ее скорости [6]. Отметим, что горячая прокатка толстостенных бесшовных труб большого диаметра ограничивается прошивкой литой заготовки и, соответственно, указанные выше факторы (температура и скорость деформации, скорость охлаждения) определяют конечную зеренную структуру готового изделия.

Процесс производства труб с меньшей толщиной стенки включает дополнительный этап прокатки – раскатку гильзы на оправке (дорне), выполняемую на непрерывном или пилигримовом стане. Температурный интервал раскатки, как правило, значительно ниже (1200–1000 °С), а интервал скоростей деформации (1–10 с<sup>-1</sup>) выше, чем при прошивке гильзы. В этих условиях динамическая рекристаллизация существенно затруднена. С другой стороны, в междеформационных паузах раскатки, а также после ее завершения могут протекать процессы статической или метадина-

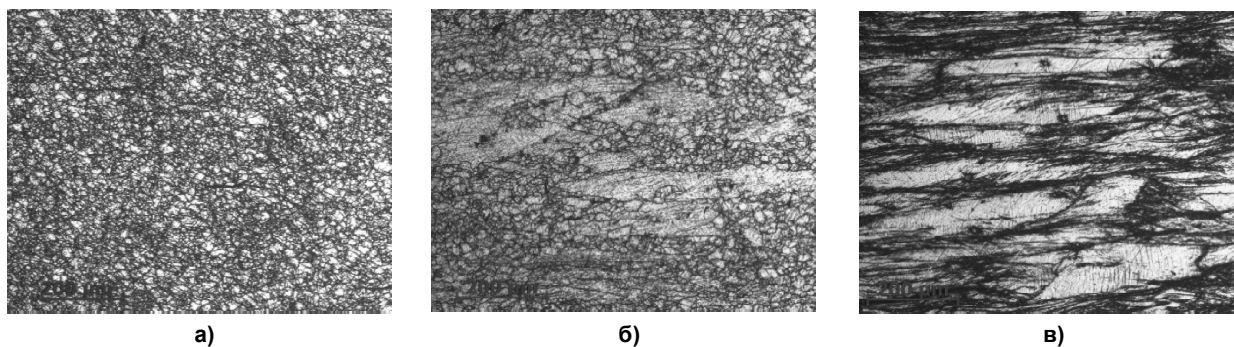


Рис. 1. Структура стали 08X18H10T-Ш после пилигримовой прокатки: а – вблизи наружной поверхности; б – в середине сечения стенки трубы; в – вблизи внутренней поверхности трубы

намической рекристаллизации [7–10]. Сложность контроля и управления структурой на этапе раскатки усугубляется тем, что в силу контакта внутренней поверхности гильзы с холодной оправкой (дорном) устанавливается высокий температурный градиент по толщине стенки трубы, приводящий к понижению температуры внутренней поверхности гильзы и, соответственно, к неоднородности формирующейся зеренной структуры [11]. Так, при пилигримовой прокатке гильз из стали 08X18H10T (AISI 321) в ПАО «ЧТПЗ» в наружных слоях сечения стенки трубы формируются мелкие рекристаллизованные зерна аустенита, по мере удаления от внешней поверхности трубы размер рекристаллизованных зерен увеличивается, а в областях вблизи внутренней поверхности трубы сохраняются крупные деформированные зерна (рис. 1).

Вероятно, низкая температура внутренних слоев гильзы и относительно высокие скорости деформации подавляют не только динамическую рекристаллизацию, но и статическую рекристаллизацию в междеформационных паузах. Важно отметить, что крупные деформированные зерна оказываются устойчивыми к рекристаллизации при последующем отжиге, а их присутствие в конечном продукте является причиной производственного брака. Подобные проблемы пилигримовой прокатки труб из стали AISI 321 описаны в работе [11, 12].

Цель настоящей работы – установить причины появления нерекристаллизованных

зерен в структуре горячекатаных труб из стали 08X18H10T и предложить пути устранения нежелательной структуры.

#### Материал и методика исследований

Материалом исследования служила сталь 08X18H10T промышленной выплавки, химический состав которой приведен в таблице.

Цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм вырезались из горячекатаных труб. Физическое моделирование горячей деформации в условиях одноосной осадки осуществлялось на симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800. Нагрев образцов осуществлялся прямым пропусканием через них электрического тока. Температура контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца. Перед деформацией образцы нагревали до температуры 1280 °С и выдерживали 10 мин. Затем следовало охлаждение до заданной температуры деформации, 3-минутная выдержка для выравнивания температуры по объему образца и деформация с заданной скоростью. После деформации образцы закаливали струей воды для фиксации высокотемпературной структуры.

Микроструктурные исследования выполнены с использованием оптического микроскопа C. Zeiss Observer. Для выявления зеренной структуры шлифы, изготовленные с продольного сечения образцов, подвергались электролитическому травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты.

Химический состав стали 08X18H10T, вес. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Mo	Cu	Ti	N
0,07	0,30	1,33	17,7	10,3	0,005	0,025	0,19	0,19	0,50	0,014

### Результаты исследования и их обсуждение

Как указывалось выше, основной проблемой пилигримовой прокатки труб из стали 08X18H10T является сохранение крупных нерекристаллизованных зерен в областях вблизи внутренней поверхности гильзы, остывающей за счет контакта с холодной оправкой до температуры порядка 1000 °С. Эксперименты по монотонной деформации сжатием цилиндрических образцов при этой температуре со скоростями деформации, типичными для пилигримовой прокатки, показали, что горячая деформация исследуемой стали величиной 0,8 сопровождается лишь начальной стадией динамической рекристаллизации (рис. 2а). Основная доля зерен имеет вытянутую форму, т. е. остается нерекристаллизованной. Только по границам некоторых зерен видны очень мелкие динамически рекристаллизованные зерна. Структура, представленная на рис. 2а, подобна структуре внутренних слоев гильз, наблюдаемой в производственных условиях после пилигримовой прокатки (см. рис. 1в).

Выдержка образцов, деформированных при температуре 1000 °С, при той же температуре в течение 1000 с приводит лишь к некоторому росту мелких динамически рекристаллизованных зерен с сохранением основной части крупных деформированных зерен (рис. 2б).

Таким образом, проведенные модельные эксперименты находятся в полном согласии с производственными наблюдениями: сталь 08X18H10T, деформированная при температуре ~ 1000 °С, оказывается устойчивой как к

динамической, так и к постдеформационной (метадинамической и статической) рекристаллизации.

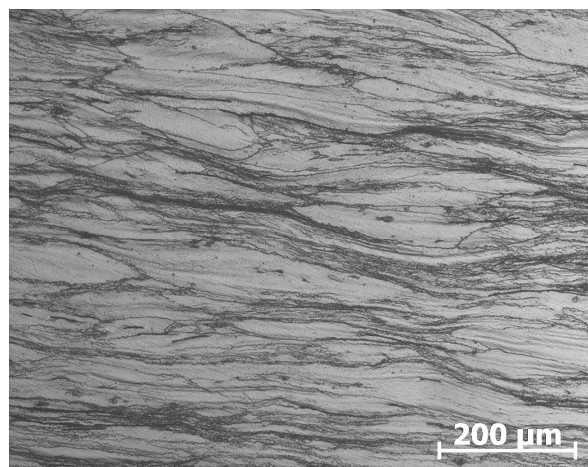
Более детально кинетика постдеформационной рекристаллизации стали 08X18H10T была изучена методом двойной деформации [10, 13, 14]. В этой широко используемой методике образец деформируют до заданной величины деформации с заданной скоростью, затем разгружают и после заданной паузы вновь деформируют в тех же условиях. Доля разупрочнения оценивается по выражению

$$X = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} \quad (1)$$

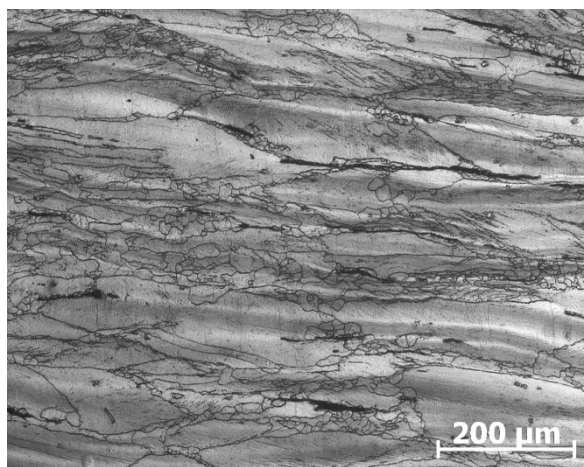
Здесь  $\sigma_m$  – максимальное напряжение на стадии первой деформации;  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$  – пределы текучести первой и второй деформаций. Так как предел текучести  $\sigma_{0,2}$  сильно подвержен экспериментальным погрешностям и быстропротекающим процессам статического возврата, для оценки доли статической рекристаллизации нами использован условный предел текучести, отвечающий остаточной деформации 2 % [10].

Примеры диаграмм двойной деформации при температурах 1000 и 1100 °С с разной длительностью междеформационных пауз приведены на рис. 3.

Во всех испытаниях первая деформация составляла величину 0,22. Как первая, так и вторая деформация осуществлялась со скоростью 1 с<sup>-1</sup>. Отметим, что использованная величина деформации для выбранных режимов деформации меньше критической деформации, необходимой для начала динами-



а)



б)

Рис. 2. Структура стали после деформации  $\epsilon = 0,8$  при 1000 °С со скоростью 1 с<sup>-1</sup>:  
а – непосредственно после деформации; б – после выдержки при 1000 °С в течение 1000 с

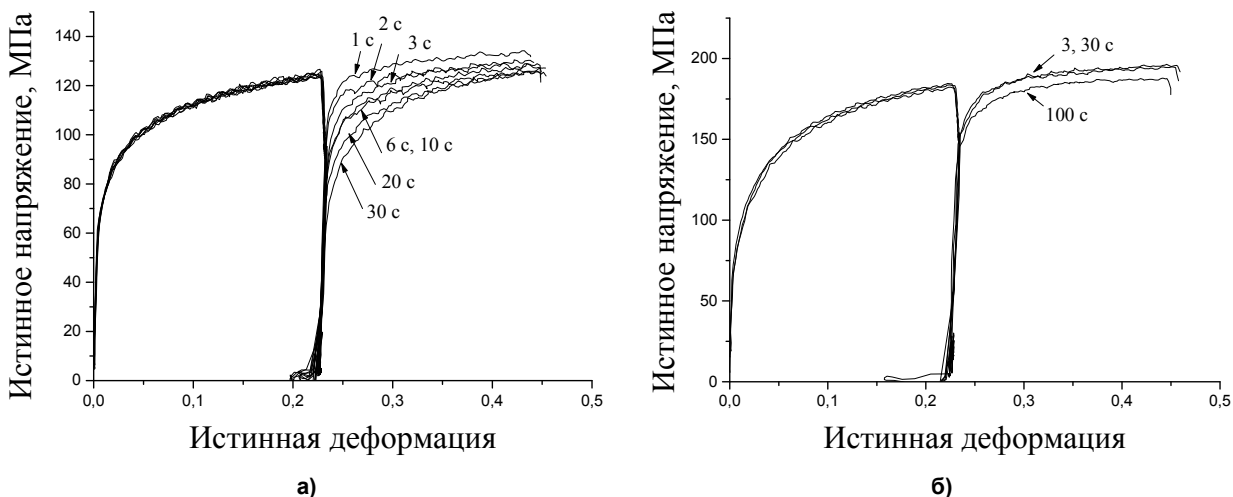


Рис. 3. Диаграммы двойной деформации стали 08Х18Н10Т. Величина первой деформации 0,22, скорость деформации  $1\text{ с}^{-1}$

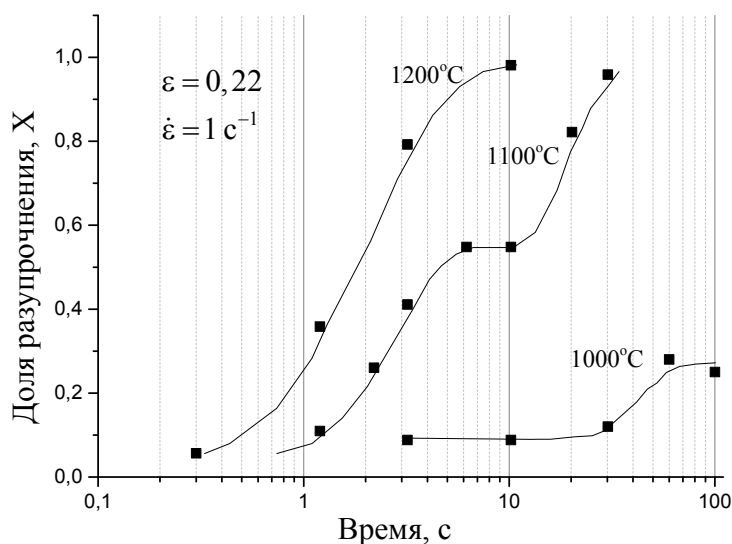


Рис. 4. Кинетика постдеформационного разупрочнения стали 08Х18Н10Т

ческой рекристаллизации, поэтому наблюдаемое разупрочнение в междеформационных паузах обусловлено статической рекристаллизацией.

Графики зависимости доли разупрочнения, рассчитанной по выражению (1), от длительности междеформационной паузы приведены на рис. 4.

При температуре  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  кинетика статической рекристаллизации характеризуется высокой скоростью разупрочнения. Уже в междеформационной паузе длительностью в 2 с, соизмеримой с междеформационной паузой при пилигримовой прокатке, рекристаллизуется почти 50 % объема образца, а для полного завершения рекристаллизации достаточно выдержки в 10 с.

С понижением температуры деформации до  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  скорость разупрочнения снижается, хотя при выдержках менее 6 с кривая разупрочнения остается подобной кривой разупрочнения при температуре  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Однако в интервале междеформационных пауз длительностью 6–10 с на кривой разупрочнения наблюдается горизонтальный участок, указывающий на остановку рекристаллизации. При последующем росте длительности паузы рекристаллизация возобновляется.

При снижении температуры деформации до  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  процессы рекристаллизации в междеформационных паузах в значительной степени подавляются. Так, при выдержке длительностью в 100 с степень разупрочнения не превышает 30 % [15].

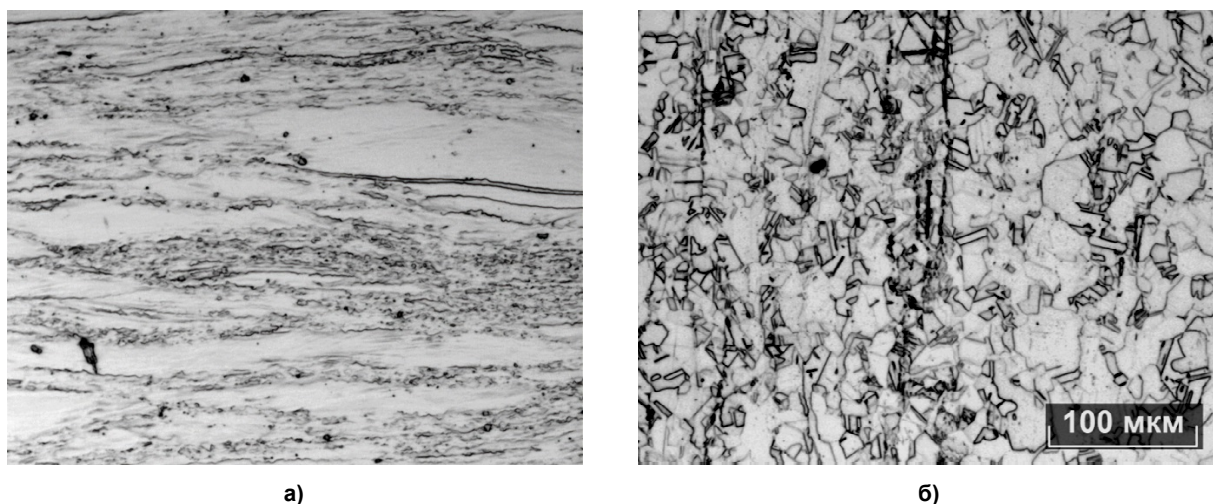


Рис. 5. Структура стали после деформации 1,2 при 1000 °С со скоростью 1 с<sup>-1</sup>: а – непосредственно после деформации; б – после выдержки при 1000 °С в течение 1000 с

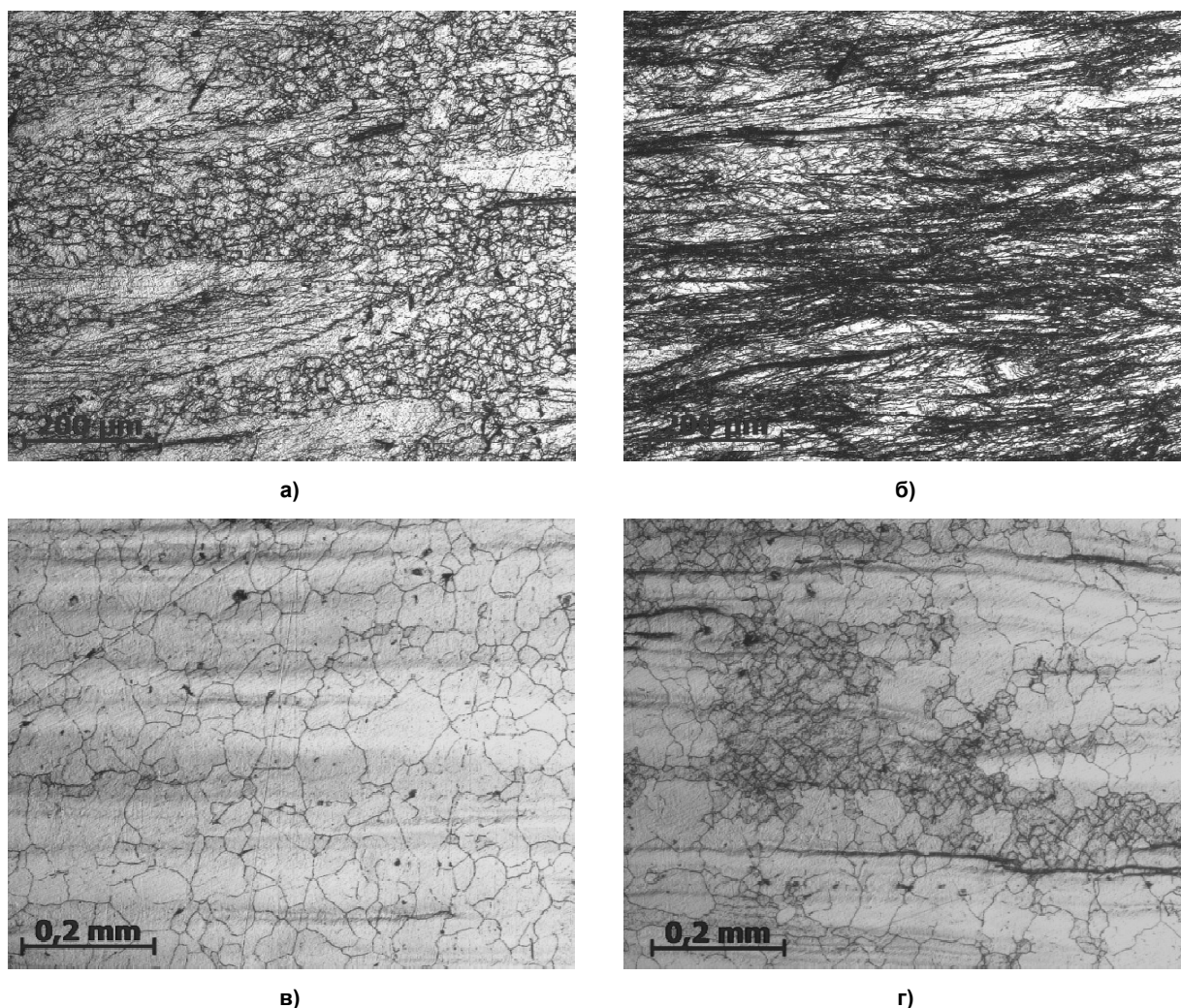


Рис. 6. Структура труб 550 × 40 мм после прокатки в пилигримовом стане: а, б – по стандартному маршруту прокатки с эквивалентной деформацией 0,9 на глубине 20 мм (а) и 30 мм (б) от наружной поверхности трубы; в, г – по экспериментальному маршруту с эквивалентной деформацией 1,1 на глубине 20 мм (в) и 30 мм (г) от наружной поверхности трубы

Горизонтальные плато на кривых разупрочнения связывают с задержкой процессов рекристаллизации дисперсными частицами карбонитридов, выделение которых инициируется пластической деформацией [16]. Вероятно, в нашем случае этими частицами являются карбиды или карбонитриды титана Ti(C,N). Если после деформации при 1100 °С эти частицы только начинают выделяться, то после деформации при 1000 °С доля выделений растёт, что приводит к существенному подавлению статической рекристаллизации.

Способствовать более полному протеканию как динамической, так и последующей постдеформационной рекристаллизации может рост величины деформации при пилигримовой прокатке. В связи с этим один из образцов был деформирован сжатием на максимальную величину истинной деформации (1,3), достижимую при сжатии цилиндрических образцов используемых размеров. В закаленном непосредственно после завершения деформации образце наблюдались сильно деформированные зерна, вытянутые перпендикулярно оси сжатия (рис. 5а). По границам отдельных зерен видны мелкие рекристаллизованные зерна, свидетельствующие о начальном этапе динамической рекристаллизации. После выдержки в течение 1000 с при температуре 1000 °С структура претерпевает радикальные изменения (рис. 5б). Вместо вытянутых деформированных зерен сформировались мелкие (порядка 30 мкм) рекристаллизованные зерна, содержащие большое число двойников отжига.

Таким образом, рост величины деформации до 1,3 увеличил движущую силу статической рекристаллизации и обеспечил формирование при отжиге полностью рекристаллизованной структуры.

Повышение величины деформации при пилигримовой прокатке как способ обеспечения рекристаллизованной структуры был опробован в производственных условиях. За

счет увеличения толщины стенки гильзы эквивалентная деформация при пилигримовой прокатке была увеличена от величины 0,7–0,9 до значения 1,1. В результате удалось расширить область рекристаллизованной равноосной структуры на глубину до 30 мм от наружной поверхности трубы (рис. 6). Однако на расстоянии свыше 30 мм от наружной поверхности сохранились крупные нерекристаллизованные зерна.

Для получения полностью рекристаллизованной структуры по всему сечению стенки труб необходимы дальнейшие исследования, направленные на установление и устранение причин задержки рекристаллизационных процессов в стали 08X18H10T.

### Заключение

На основе проведенных модельных экспериментов показано, что при температурах ~ 1000 °С, характерных для температуры пилигримовой прокатки участков трубы, прилегающих к ее внутренней поверхности, в стали 08X18H10T оказывается подавленной как динамическая рекристаллизация, так и постдеформационная рекристаллизация. Это обстоятельство является причиной сохранения в структуре вблизи внутренней поверхности трубы крупных деформированных зерен. Повысить движущую силу постдеформационной рекристаллизации и получить в стали полностью рекристаллизованную структуру после отжига при 1000 °С удастся за счет увеличения деформации до величины ~ 1,3.

Полученные результаты позволили разработать предложения по изменению технологии изготовления труб из стали 08X18H10T для нужд атомной энергетики, исключая отбраковку по величине зерна. Структура труб, прокатанных по экспериментальному маршруту, не имеет браковочных признаков на глубине до 30 мм, что позволяет расширить размерный сортамент выпускаемых труб.

### Литература/References

1. Dehghan-Manshadi A., Barnett M.R., Hodgson P.D. Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part I. Dynamic Recrystallization. *Metallurgical and Material Transactions*, 2008, no. 39, pp. 1359–1370. DOI: 10.1007/s11661-008-9512-7
2. Mandal G.K., Stanford N., Hodgson P., Beynon J. Effect of Hot Working on Dynamic Recrystallization Study of As-Cast Austenitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering*, 2012, vol. 556, pp. 685–695. DOI: 10.1016/j.msea.2012.07.050.

3. Ghazani M.S., Eghbali B., Ebrahimi G. Kinetics and Critical Conditions for Initiation of Dynamic Recrystallization during Hot Compression Deformation of AISI 321 Austenitic Stainless Steel. *Metals and Materials International*, 2017, vol. 23, pp. 964–973. DOI: 10.1007/s12540-017-6391-8
4. Ghazani M.S., Eghbali B. Characterization of the Hot Deformation Microstructure of AISI 321 Austenitic Stainless Steel. *Material Sciences and engineering*, 2018, vol. 730, pp. 380–390. DOI: 10.1016/j.msea.2018.06.025
5. Рушиц С.В., Ахмедьянов А.М., Перевозчиков Д.В., Маковецкий А.Н., Еремин В.Н. Моделирование горячей деформации стали 08Х18Н10Т (AISI 321) одноосным сжатием. Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2021. Т. 21, № 2. С. 30–41. [Rushchits S.V., Akhmed'yanov A.M., Perevozchikov D.V., Makovetskiy A.N., Eremin V.N. Modelling of Hot Deformation of Steel 08H18N10T (AISI 321) under Uniaxial Compression Test. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2021, vol. 21, no. 2, pp. 30–41. (in Russ.)] DOI: 10.14529/met210203
6. Poliak E.I. Dynamic Recrystallization Control in hot rolling. *Procedia Manufacturing*, 2020, vol. 50, pp. 362–367. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.08.067
7. Cho S.H., Yoo Y.C. Hot Rolling Simulations of Austenitic Stainless Steel. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36, pp 4267–4272. DOI: 10.1023/A:1017949812425
8. Cho S.H., Yoo Y.C. Static Recrystallization Kinetics of 304 Stainless Steels. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36, pp. 4273–4278. DOI: 10.1023/A:1017906030172
9. Dehghan-Manshadi A., Barnett M.R., Hodgson P.D. Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part II. Post-deformation Recrystallization. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2008, no. 39, pp. 1371–1381. DOI: 10.1007/s11661-008-9513-6
10. Ghazani M.S., Eghbali B. Prediction of Post-deformation Recrystallization Kinetics in AISI 321 Austenitic Stainless Steel Using Double-Stage Hot Compression. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, vol. 28, pp. 3567–3575. DOI: 10.1007/s11665-019-04139-3
11. Kratochvíl P., Havela L., Svobodová A., Pacák J., Tomeš J. Recrystallization Processes in High Alloyed Seamless Tubes of AISI 321 Steel After the Hot Formation. *Acta Universitatis Carolinae. Mathematica et Physica*, 1990, vol. 31, no. 2, pp. 119–131.
12. Kratochvíl P., Lukáč P., Vostrý P., Pacák J., Tomeš J. Dynamic Softening and Static Recrystallization of AISI 321 Steel. *Materials Science and Technology*, 1991, vol. 7, pp. 78–82. DOI: 10.1179/mst.1991.7.1.78
13. Perttula J.S., Karjalainen L.P. Recrystallisation Rates in Austenite Measured by Double Compression and Stress Relaxation Methods. *Materials Science and Technology*, 1998, vol. 14, no. 7, pp. 626–630. DOI: 10.1179/mst.1998.14.7.626
14. Taylor A.S., Hodgson P.D. The Post-Deformation Recrystallization Behavior of 304 Stainless Steel Following High Strain Rate Deformation. *Materials Science and Engineering*, 2011, vol. 529, pp. 164–169. DOI: 10.1016/j.msea.2011.09.013
15. Vervynckt S., Verbeken K., Thibaux P., Houbaert Y. Characterization of the Austenite Recrystallization by Comparing Double Deformation and Stress Relaxation Tests. *Steel Research International*, 2010, vol. 81, no. 3, pp. 234–244. DOI: 10.1002/srin.200900126
16. Medina S.F., Quispe A. Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels. *The Iron and Steel Institute of Japan International*, 2001, vol. 41, no. 7, pp. 774–781. DOI: 10.2355/isijinternational.41.774

**Еремин Виктор Николаевич**, канд. техн. наук, ведущий инженер-исследователь отдела разработки бесшовных труб, ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», г. Челябинск; [veremin@chelpipegroup.com](mailto:veremin@chelpipegroup.com).

**Перевозчиков Данил Викторович**, ведущий инженер-исследователь отдела разработки бесшовных труб, ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», г. Челябинск; [danil.perevozchikov@chelpipegroup.com](mailto:danil.perevozchikov@chelpipegroup.com).

**Маковецкий Александр Николаевич**, канд. техн. наук, начальник отдела разработки бесшовных труб, ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», г. Челябинск; [aleksandr.makoveckiy@chelpipegroup.com](mailto:aleksandr.makoveckiy@chelpipegroup.com).

**Шакирова Лиана Ильшатовна**, инженер лаборатории металловедения, ПАО «Челябинский трубопрокатный завод»; магистрант кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; [liana.shakirova.0297@mail.ru](mailto:liana.shakirova.0297@mail.ru).

**Рущиц Сергей Вадимович**, д-р физ.-мат. наук, доцент, профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; [rushchitsv@susu.ru](mailto:rushchitsv@susu.ru).

*Поступила в редакцию 16 марта 2021 г.*

DOI: 10.14529/met210208

## FORMATION OF THE STRUCTURE OF STEEL 08KH18N10T DURING PILGRIM ROLLING AND FOLLOWING ANNEALING

**V.N. Eremin**<sup>1</sup>, [veremin@chelpipegroup.com](mailto:veremin@chelpipegroup.com),

**D.V. Perevozchikov**<sup>1</sup>, [danil.perevozchikov@chelpipegroup.com](mailto:danil.perevozchikov@chelpipegroup.com),

**A.N. Makovetskiy**<sup>1</sup>, [aleksandr.makoveckiy@chelpipegroup.com](mailto:aleksandr.makoveckiy@chelpipegroup.com),

**L.I. Shakirova**<sup>1, 2</sup>, [liana.shakirova.0297@mail.ru](mailto:liana.shakirova.0297@mail.ru),

**S.V. Rushchits**<sup>2</sup>, [rushchitsv@susu.ru](mailto:rushchitsv@susu.ru)

<sup>1</sup>PJSC “Chelyabinsk Tube-Rolling Plant”, Chelyabinsk, Russian Federation,

<sup>2</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

In this work was studied kinetics of post-deformation softening of 08Kh18N10T steel (analog of AISI 321) in the temperature range 1000–1200 °C by the double deformation method. Samples made from the steel of fusil with a relatively high mass fraction of carbon (%C = 0,07) and titanium (%Ti = 0,50). The two-pass hot compressive tests were performed on a Gleeble 3800 thermo-mechanical simulator. It is shown that at temperatures around of 1000 °C in 08Kh18N10T steel with considered chemical composition, both dynamic recrystallization and post-deformation recrystallization are suppressed. Also was shown that at bigger temperature, namely at 1100 °C, and moreover 1200 °C post-deformation recrystallization going faster, and for full recrystallization needs only a few ten seconds. According to the results of industrial observations, due to the contact of the workpiece body with a massive mandrel, the inner surface of the workpiece metal cool down, as a result of which their deformation occurs at a temperature around at 1000 °C. This circumstance is the reason for the preservation of large deformed grains in the structure of seamless pipes near their inner surface. An increase in deformation to a value of 1.3 by von Mises in model experiments increases the driving force of post-deformation recrystallization and provides a completely recrystallized structure in steel after annealing at 1000 °C. On the basis of the results obtained, changes in the technology of rolling seamless pipes made of 08Kh18N10T steel for the needs of nuclear power are proposed. These changes imply an increase in the deformation value up to 1.1 von Mises (only up to 1.1 due to the technical limitations of the mill), which made it



possible to exclude rejection by grain size. Rolling pipes along an experimental route has shown its effectiveness.

*Keywords: steel 08Kh18N10T or AISI 321, hot deformation, metadynamic and static recrystallization, pilgrim rolling.*

*Received 16 March 2021*

---

### ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Формирование структуры стали 08X18H10T в условиях пилигримовой прокатки и последующего отжига / В.Н. Еремин, Д.В. Перевозчиков, А.Н. Маковецкий и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2021. – Т. 21, № 2. – С. 78–86. DOI: 10.14529/met210208

### FOR CITATION

Eremin V.N., Perevozchikov D.V., Makovetskiy A.N., Shakirova L.I., Rushchits S.V. Formation of the structure of steel 08KH18N10T during pilgrim rolling and following annealing. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2021, vol. 21, no. 2, pp. 78–86. (in Russ.) DOI: 10.14529/met210208