

УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ 304L И 316L В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ

М. В. Однoboкoвa, A. H. Бeлaкoв

Белгородский государственный национальный исследовательский университет
308015 Белгород, ул. Победы, 85, Россия
odnobokova@bsu.edu.ru

Аннотация. Данная работа посвящена изучению структурных изменений, приводящих к формированию ультрамелкозернистой структуры в аустенитных коррозионностойких сталях 304L и 316L в процессе прокатки при 300°С до больших степеней деформации, и упрочнению полученных образцов сталей.

Ключевые слова: Аустенитная коррозионностойкая сталь, прокатка, деформационное двойникование, микрополосы сдвига, упрочнение

Введение

Развитие науки и техники требует металлических конструкционных и инструментальных материалов с улучшенной комбинацией прочностных, пластических и коррозионных свойств. Перспективным материалом для применения в авиационно – космической, химической и пищевой промышленности, а также в машиностроении и медицине являются аустенитные стали системы Fe – Cr – Ni, например AISI 304L и AISI 316L [1]. Данные стали демонстрируют высокую коррозионную стойкость и ударную вязкостью даже при криогенных температурах. Общим недостатком аустенитных сталей после стандартной обработки на твердый раствор является низкий предел текучести (около 200 – 250 МПа), который существенно ограничивает возможность применения данных материалов для ответственных элементов конструкций и сооружений. Одним из эффективных механизмов повышения механической прочности аустенитных сталей является структурное упрочнение посредством больших пластических деформаций при комнатной температуре [2]. После прокатки при комнатной температуре до больших степеней деформации аустенитные коррозионностойкие стали демонстрируют предел текучести свыше 1500 МПа [3 - 5]. С другой стороны, сильнодеформированные аустенитные стали обладают низкой пластичностью, что ограничивает возможность их практического применения. Альтернативным подходом может быть деформационная обработка при температурах ниже температуры прерывистой рекристаллизации. Таким образом, цель настоящего исследования – изучить эволюцию структуры и механизмы

упрочнения в аустенитных коррозионностойких сталях 304L и 316L в процессе прокатки при температуре 300°C до больших степеней деформации.

Материалы и методика эксперимента

В работе были исследованы аустенитные коррозионностойкие стали AISI 304L (химический состав: основа Fe - 0.05%С - 18.2%Cr - 8.8%Ni - 1.65%Mn - 0.43%Si - 0.05%P - 0.04%S) и AISI 316L (химический состав: основа Fe - 0.04%С - 17.3%Cr - 10.7%Ni - 1.7%Mn - 0.4%Si - 0.04%P - 0.05%S - 2%Mo). Слитки сталей были перекованы при температуре 1100°C на заготовки в виде прутков квадратного сечения 30 × 30 мм². Полученные в результате горячейковки исходные заготовки были прокатаны в лист при температуре 300°C до истинных деформаций (ϵ): 0,5; 1; 2 и 3. Структурные исследования были проведены с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM JEOL-2100 и растрового электронного микроскопа NovaNanosem 450 оснащенного детектором регистрации обратно-рассеянных электронов (метод EBSD). Размер зерен определяли методом случайных секущих в направлении перпендикулярном направлению прокатки по EBSD – картам (в расчет принимали только высокоугловые границы (ВУГ) с углом разориентировки не менее 15°). Плотность дислокаций определяли по точкам выхода дислокаций на поверхность фольги с помощью ПЭМ. Механические испытания на растяжение проводили при скорости движения траверсы 2 мм/мин на плоских образцах с длиной рабочей части 16 мм и начальной площадью поперечного сечения 1,5 × 3 мм² с помощью испытательной машины фирмы Instron.

Результаты исследований и их обсуждение

На рисунке 1 приведена микроструктура аустенитных коррозионностойких сталей 304L и 316L после прокатки при 300°C до различных истинных деформаций (ϵ).

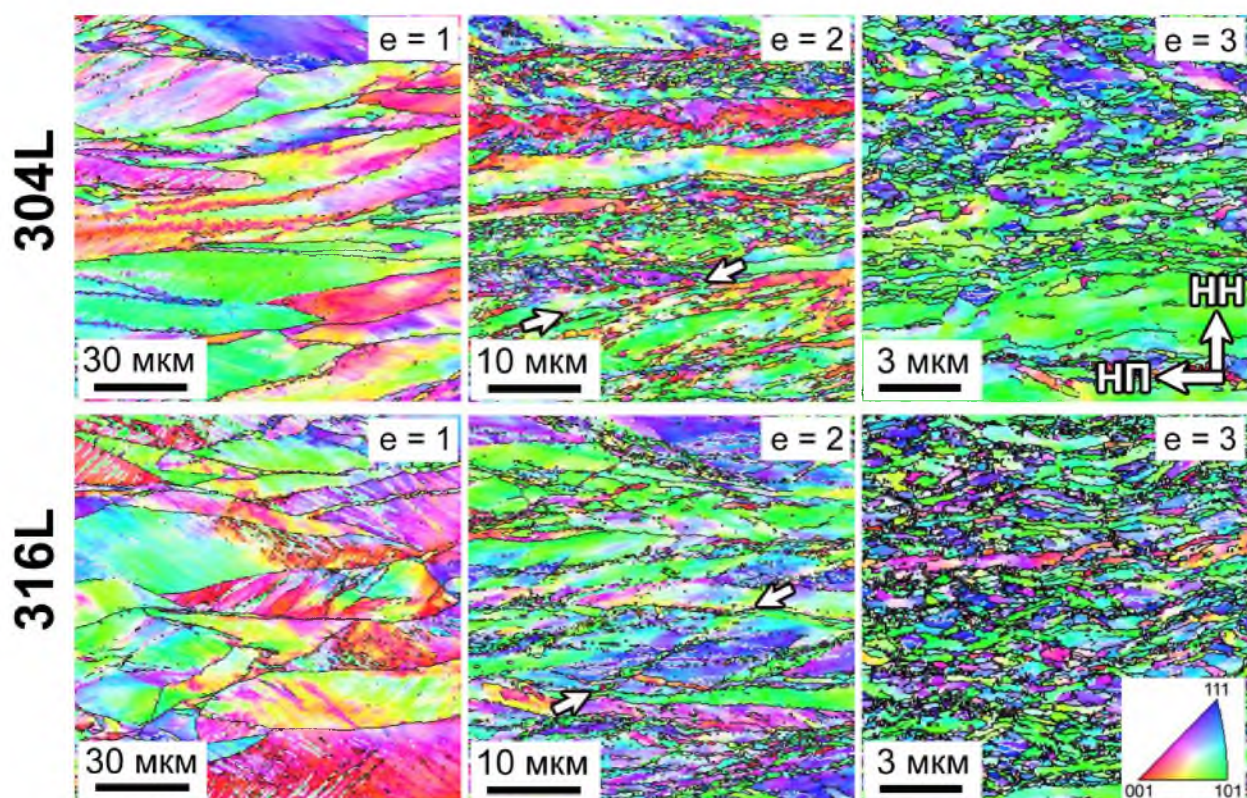


Рисунок 1. Микроструктура аустенитных коррозионностойких сталей 304L и 316L после прокатки при 300°С до различных истинных деформаций (e).

Черные и белые линии соответствуют большеугловым и двойниковым границам. Обратные полюсные фигуры показаны для направления нормали к плоскости прокатки (НН)

Прокатка при 300°С до относительно небольших степеней деформации приводит к вытягиванию исходных аустенитных зерен вдоль направления прокатки. Прокатка до истинной деформации $e = 1$ сопровождается развитием деформационного двойникового в обеих сталях. Деформационное двойникование приводит к фрагментации структуры и появлению ультрамелких зерен, границы которых являются специальными границами $\Sigma 3$ с углом разориентировки около 60°. Увеличение степени деформации до $e = 2$ приводит к развитию микрополос сдвига под углом 30° к направлению прокатки (микрополосы показаны стрелками на рисунке 1). Микрополосы сдвига способствуют развитию большеугловых границ деформационного происхождения и увеличению доли ультрамелких зерен. Плотность микрополос сдвига увеличивается при дальнейшей тепловой деформации до $e = 3$, в результате чего формируется волнистая микроструктура, состоящая из сильно вытянутых и ультрамелких зерен, поперечный размер которых составил 260 нм и 160 нм в стали 304L и 316L, соответственно. Прокатка при 300°С приводит к постепенному увеличению плотности дислокаций во всем интервале

степеней деформации. Внутризеренная плотность дислокаций после истинной деформации $\epsilon = 3$ составила $2,7 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ и $3,3 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ в стали 304L и 316L, соответственно.

В исходном состоянии предел текучести исследуемых сталей составил около 220 - 230 МПа, после прокатки при 300°C до истинной деформации $\epsilon = 0,5$ предел текучести увеличился почти в 3 раза в обеих сталях. После увеличения истинной деформации до $\epsilon = 3$ предел текучести составил около 1000 МПа и 1080 МПа в стали 304L и 316L, соответственно.

В недавних исследованиях [6, 7] было показано, что кинетика измельчения зерен в процессе холодной и теплой деформации, аналогична кинетике динамической рекристаллизации в условиях горячей деформации, и подчиняется модифицированному уравнению Джонсона - Мела - Авраами, а именно:

$$F_{\text{УМЗ}} = 1 - \exp(-ke^n), \quad (1)$$

где $F_{\text{УМЗ}}$ - доля ультрамелких зерен; ϵ – истинная деформация; k и n - постоянные, которые зависят от материала и условий деформационной обработки.

Принимая удельные доли площадей зерен с размером менее 1 мкм за долю ультрамелких зерен ($F_{\text{УМЗ}}$), кинетику измельчения зерен в исследуемых сталях можно описать с помощью уравнения (1), определив коэффициенты k и n , как показано на рисунке 2(а).

Из рисунка 2(а) видно, что коэффициент n равен 3.5 и 4.1 для стали 304L и 316L, соответственно.

Предполагая, что новые ультрамелкие зерна с размером – $D_{\text{УМЗ}}$ формируются в микроструктуре с исходным размером зерна - D_0 , средний размер зерен - D , полученный в процессе прокатки, можно описать с помощью уравнения [8]:

$$D = ((1-F_{\text{УМЗ}}) D_0^{-2} + F_{\text{УМЗ}} D_{\text{УМЗ}}^{-2})^{-0.5}. \quad (2)$$

Подставив долю ультрамелких зерен ($F_{\text{УМЗ}}$) из уравнения (1) в уравнение (2), средний размер зерна можно выразить через истинную деформацию (ϵ) в следующем виде:

$$D = D_{\text{УМЗ}} (F_{\text{УМЗ}})^{-0.5} = D_{\text{УМЗ}} (1 - \exp(-ke^n))^{-0.5}, \quad (3)$$

где $D = 150$ нм поскольку размер ультрадисперсных зерен, формирующийся в процессе прокатки при 300°C с увеличением степени деформации стремится к 150 нм.

Изменение среднего размера зерна показано линиями на рисунке 2(б) вместе с экспериментальными значениями размеров зерен в сталях 304L и 316L после прокатки при 300°C до различных степеней деформации. Из рисунка 2(б) видно, что размеры зерен, рассчитанные по уравнению (3), хорошо согласуются с экспериментальными значениями особенно при больших степенях деформации.

Изменение плотности дислокаций в процессе прокатки также можно выразить через истинную деформацию (ϵ) с помощью уравнения [9]:

$$\rho = \beta (1 - \exp(-n\epsilon)), \quad (4)$$

где β , n – коэффициенты.

Из рисунка 2(в) видно, что экспериментальные значения плотности дислокаций в сталях 304L и 316L после прокатки при 300°C точно аппроксимируются с помощью уравнения (4).

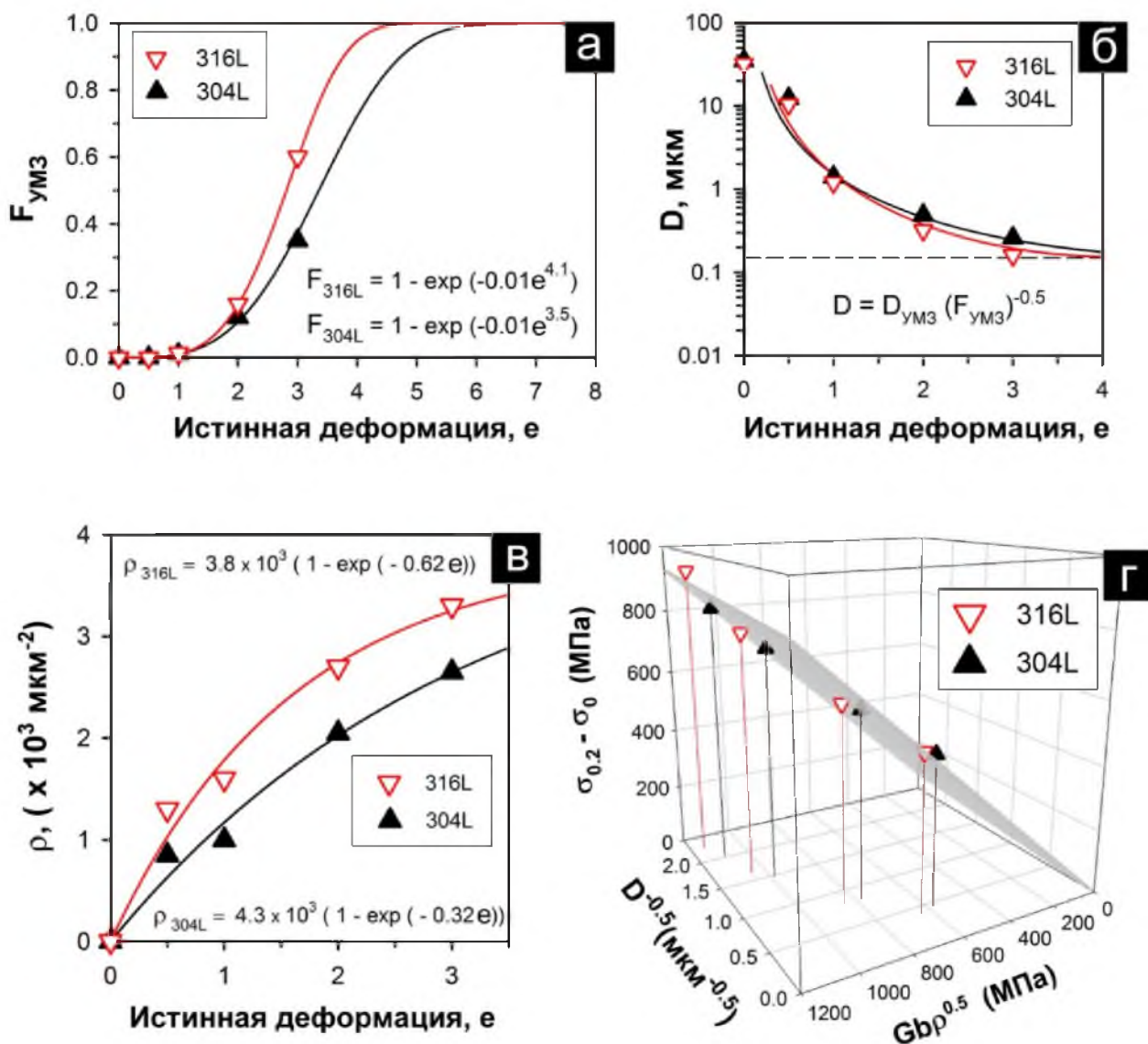


Рисунок 2. Зависимость доли ультрамелких зерен (F_{UMZ}) от истинной деформации (а); зависимость размера зерен (D) от истинной деформации (б); зависимость плотности дислокаций (ρ) от истинной деформации (в); зависимость между пределом текучести, размером зерен и плотностью дислокаций (г) в аустенитных коррозионностойких сталях 304L и 316L после прокатки при 300°C

Упрочнение в процессе деформации обычно связано с измельчением зерен (D) в соответствии с соотношением Холла-Петча [10,11]. Предел текучести исследуемых сталей после прокатки при 300°C до различных степеней деформации был выражен через модифицированное уравнение Холла-Петча, с учетом дислокационного упрочнения [12]:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + kD^{-0.5} + \alpha Gbp^{0.5}, \quad (5)$$

где σ_0 – предел текучести монокристалла, k – коэффициент зернограницного упрочнения, α – коэффициент дислокационного упрочнения, G - модуль сдвига и b - вектор Бюргерса.

Зависимость между пределом текучести, размером зерен и плотностью дислокаций в исследуемых сталях после прокатки при 300°C показана на рисунке 2(г), где размер зерен и плотность дислокаций рассчитаны по формуле (3) и формуле (4), соответственно; $\sigma_0 = 180$ МПа [13]; $G = 81$ ГПа и $b = 0,25$ нм. Экспериментальные точки на рисунке 2(г) могут быть аппроксимированы уравнением плоскости, в котором $k = 5$ МПа \times мкм^{0,5} и $\alpha = 0,77$. Хорошее совпадение экспериментальных и рассчитанных значений предела текучести на рисунке 2(г) подтверждает сделанное допущение. Таким образом, аппроксимация, описанная с помощью уравнений (3–5), может быть использована для прогнозирования изменения предела текучести в аустенитных коррозионностойких сталях, подвергнутых большим степеням тепловой деформации.

Благодарность

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-43-02012). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы НИУ «БелГУ».

Литература

1. Lo, K.H.; Shek, C.H.; Lai, J.K.L. Recent developments in stainless steels. Mater. Sci. Eng. R Rep. 2009, V. 65, P. 39–104.
2. Valiev, R.Z.; Islamgaliev, R.K.; Alexandrov, I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. Prog. Mater. Sci. 2000, V. 45, P. 103–189.
3. Odnobokova, M.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R. Effect of Severe Cold or Warm Deformation on Microstructure Evolution and Tensile Behavior of a 316L Stainless Steel. Adv. Eng. Mater. 2015, V. 17, P. 1812–1820.
4. Odnobokova, M.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R. Development of Nanocrystalline 304L Stainless Steel by Large Strain Cold Working. Metals. 2015, V. 5, P. 656–668.
5. Shakhova, I.; Belyakov, A.; Yanushkevich, Z.; Tsuzaki, K.; Kaibyshev, R. On Strengthening of Austenitic Stainless Steel by Large Strain Cold Working. ISIJ Int. 2016, V. 56, P. 1289–1296.
6. Jonas J.J., Quelennec X., Jiang L., Martin É. Avrami kinetics of dynamic recrystallization. Acta Mater. 2009, V. 57, P. 2748–2756.
7. Belyakov A., Tikhonova M., Dolzhenko P., Sakai T., Kaibyshev R. On Kinetics of Grain Refinement and Strengthening by Dynamic Recrystallization. Adv. Eng. Mat. 2019, V. 21, № 1800104.
8. Morozova A., Kaibyshev R. Grain refinement and strengthening of a Cu–0.1 Cr–0.06 Zr alloy subjected to equal channel angular pressing Phil. Mag. 2017, V. 97, P. 2053–2076.
9. Kusakin P., Belyakov A., Kaibyshev R. Modeling the effect of deformation on strength of a Fe-23Mn-0.3 C-1.5 Al TWIP steel. IOP Mat. Sci. Eng. 2014. № 012059.
10. Hall, E. The deformation and ageing of mild steel: II characteristics of the Lüders deformation. Proc. Phys.Soc. Sect. B 1951, 64, 742.
11. Petch, N. The cleavage strength of polycrystals. J. Iron Steel Inst. 1953, 174, 25–28.

12. Mecking, H.; Kocks, U. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta Metall.* 1981, 29, 1865–1875.
13. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Development of nanocrystalline 304L stainless steel by large strain cold working. *Metals.* 2015, V. 5, P.656–668.