



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 1, 2021

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index>



DOI: 10.15593/perm.mech/2021.1.03

УДК 548.736.12

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$

С.А. Баранникова^{1,2,3}, А.М. Никонова¹, С.В. Колосов¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 20 октября 2020 г.
Принята: 26 марта 2021 г.
Опубликована: 15 апреля 2021 г.

Ключевые слова:

пластическая деформация,
локализация, метод
спекл-фотографии,
аустенитная сталь.

АННОТАЦИЯ

Настоящая работа посвящена исследованию стадийности и макроскопической локализации пластической деформации в аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9Т в интервале температур $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$. Визуализация и эволюция полос макроскопической локализованной пластической деформации на разных стадиях деформационного упрочнения осуществлялась методом двухэкспозиционной спекл-фотографии (DESP), который позволяет регистрировать с высокой точностью поля смещений путем отслеживания изменений на поверхности исследуемого материала и последующего сравнения спектрограмм, зафиксированных в процессе одноосного растяжения. Форма диаграмм растяжения $\sigma(\epsilon)$ претерпевает существенное изменение при понижении температуры благодаря наведенному пластической деформацией γ - α' -фазовому превращению. Обработка деформационных кривых образцов стали позволила выделить следующие стадии деформационного упрочнения: стадии линейного упрочнения и стадии прерывистой текучести. Проведен сравнительный анализ расчетных диаграмм (с введением дополнительных параметров уравнения Людвигсона) и экспериментальных диаграмм растяжения стали 12Х18Н9Т для разных температур. Анализ распределений локальных деформаций показал, что на стадии линейного деформационного упрочнения наблюдается подвижная система эквидистантно расположенных очагов локализации пластической деформации. Установлена температурная зависимость параметров локализации пластической деформации на стадиях линейного деформационного упрочнения. В отличие от стадии линейного деформационного упрочнения, на стадии прерывистой текучести наблюдается распространение одиночных фронтов локализации пластической деформации, последовательно возникающих друг за другом по длине образца, обусловленных γ - α' -фазовым превращением и эффектом Портевена – Ле Шателье. Установлено, что на стадии прерывистой текучести, являющейся заключительной стадией перед разрушением образца, не происходит слияние очагов локализации деформации, ведущее к образованию шейки.

© ПНИПУ

© Баранникова Светлана Александровна – д.ф.-м.н., в.н.с., e-mail: bsa@ispms.tsc.ru, ID: [0000-0001-5010-9969](https://orcid.org/0000-0001-5010-9969).

Никонова Альбина Муратовна – м.н.с., e-mail: zharmukhambetova@gmail.com, ID: [0000-0001-5555-114X](https://orcid.org/0000-0001-5555-114X).

Колосов Сергей Васильевич – к.ф.-м.н., н.с., e-mail: svk@ispms.tsc.ru, ID: [0000-0001-5068-3258](https://orcid.org/0000-0001-5068-3258).

Svetlana A. Barannikova – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Leading Researcher, e-mail: bsa@ispms.tsc.ru, ID: [0000-0001-5010-9969](https://orcid.org/0000-0001-5010-9969).

Al'bina M. Nikonova – Junior Researcher, e-mail: zharmukhambetova@gmail.com, ID: [0000-0001-5555-114X](https://orcid.org/0000-0001-5555-114X).

Sergey V. Kolosov – CSc in Physical and Mathematical Sciences, Researcher, e-mail: svk@ispms.tsc.ru, ID: [0000-0001-5068-3258](https://orcid.org/0000-0001-5068-3258).



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

STUDYING DEFORMATION BEHAVIORS IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS WITHIN A TEMPERATURE RANGE OF $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$

S.A. Barannikova^{1,2,3}, A.M. Nikonova¹, S.V. Kolosov¹

¹Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, Tomsk, Russian Federation

²Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

³Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 20 October 2020

Accepted: 26 March 2021

Published: 15 April 2021

Keywords:

plastic deformation, localization, speckle photography, austenitic steel.

ABSTRACT

This work deals with studying staging and macroscopic strain localization in austenitic stainless steel 12Kh18N9T within a temperature range of $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$. The visualization and evolution of macroscopic localized plastic deformation bands at different stages of work hardening were carried out by the method of the double-exposure speckle photography (DESP), which allows registering displacement fields with a high accuracy by tracing changes on the surface of the material under study and then comparing the specklograms recorded during uniaxial tension. The shape of the tensile curves $\sigma(\varepsilon)$ undergoes a significant change with a decreasing temperature due to the γ - α' -phase transformation induced by plastic deformation. The processing of the deformation curves of the steel samples made it possible to distinguish the following stages of strain hardening, i.e. the stage of linear hardening and jerky flow stage. A comparative analysis of the design diagrams (with the introduction of additional parameters of the Ludwigs equation) and experimental diagrams of tension of steel 12Kh18N9T for different temperatures is carried out. The analysis of local strains distributions showed that at the stage of linear work hardening, a mobile system of plastic strain localization centers is observed. The temperature dependence of the parameters of plastic deformation localization at the stages of linear work hardening has been established. Unlike the linear hardening, the jerky flow possesses the propagation of single plastic strain fronts that occur one after another through the sample due to the γ - α' phase transition and the Portevin-Le Chatelier effect. It was found that at the jerky flow stage, which is the final stage before the destruction of the sample, the centers of deformation localization do not merge, leading to the neck formation.

© PNRPU

Введение

Важнейшей закономерностью процесса пластического является его склонность к локализации на всех этапах [1–3]. Главным результатом, полученным при исследовании локализации пластического течения, является обнаружение универсального характера локализации пластической деформации и общности форм его проявлений в металлах и сплавах [4]. Локализация сопровождается пластическую деформацию от начала до конца (до разрушения), принимая на этом пути различные закономерно меняющиеся формы [4–6]. Это характерно для моно- и поликристаллов металлов и сплавов, поликристаллов с разным размером зерна, материалов с разными механизмами пластической деформации [7–10]. Известно, что аустенитные нержавеющие стали обладают деформационно-нестабильной структурой, в которой при силовом воздействии могут протекать фазовые превращения с образованием частиц α' -фазы [11–15]. Аустенитные нержавеющие стали используются для производства сварных аппаратов и сосудов, работающих в условиях влияния агрессивных сред, а также для низкотемпературной техники. В ходе эксплуатации деталей оборудования возможно воздействие как статических, так и динамических нагрузок. При совместном влиянии температурного и деформационного факторов в метастабильных аустенитных сталях протекание мартенситных превращений и эффектов Портвена – Ле-

Шателье (PLC), с одной стороны [16–18], может приводить к упрочнению материала, с другой – являться причиной охрупчивания материала деталей низкотемпературного оборудования. Несмотря на обилие работ, посвященных изучению механизмов деформации, реализующихся в ТРИП/ТВИП сталях [19, 20], многие аспекты в данной области изучены еще недостаточно хорошо. В частности, нет полного понимания взаимосвязи различных процессов локализации пластического течения, протекающих при мартенситных превращениях, и их кинетики на разных стадиях деформационного упрочнения в широком интервале температур. Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей макроскопической локализации пластической деформации и стадийности аустенитной нержавеющей стали 12X18N9T в широком температурном интервале.

1. Методы исследований

Предварительно подготовленные образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм растягивались при $T = 300\text{ K}$ со скоростью $6,67 \cdot 10^{-5}\text{ c}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125. Микроструктура материала представляла собой равномерно распределенные аустенитные зерна, вытянутые в направлении прокатки со средним размером зерна ($12 \pm 5,5$) мкм. Температурный интервал $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$ выбирался

с учетом возможности реализации в материале прямого $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения. Неустойчивость стали 12X18H9T по отношению к мартенситному превращению в основном проявляется при низкотемпературной деформации. Главными параметрами фазового превращения являются: температура начала мартенситного превращения при деформации M_d и полнота перехода V_α (максимально образующееся в аустените количество α -мартенсита) [12, 13]. Температура начала деформационного превращения стали, при которой образуется не менее 5% мартенсита, соответствует ~ 220 К. Максимальная интенсивность $\gamma \rightarrow \alpha'$ – превращения стали 12X18H9T наблюдается при ~ 210 К [11]. Визуализация и эволюция полос макроскопической локализованной пластической деформации на разных стадиях нагружения осуществлялась методом двухэкспозиционной спекл-фотографии (DESP) [7–10] с интервалом 30 с при нахождении образцов в прозрачной колбе в интервале температур $143 \text{ K} < T < 420 \text{ K}$, поддерживаемым постоянным с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара. Температуру измеряли с помощью термопары, находящейся внутри колбы около образца. Скорость подачи паров азота задавали при помощи нагревательного элемента, находящегося внутри сосуда Дьюара. Температуру в заданном интервале измеряли термопарой хромель-алюмель, приваренной методом контактной сварки к недеформируемой части образца. Температуру рабочей поверхности поддерживали постоянной в течение всего эксперимента при помощи плоского нагревательного элемента, мощность которого регулировали источником тока. При реализации метода DESP растягиваемый образец освещали когерентным пучком полупроводникового лазера с длиной волны 635 нм и мощностью 15 Вт. Суть метода DESP заключается в возможности определения с высокой точностью полей смещений путем отслеживания изменений на поверхности исследуемого материала и последующего сравнения спеклограмм, зафиксированных в процессе одноосного растяжения. Точность определения компонент тензора пластической дисторсии составляла 10^{-4} . Использование метода DESP дает возможность определить пространственный λ и временной T периоды процесса локализации деформации с помощью построения диаграмм «Положение деформационного очага – время» ($X-t$ -диаграммы), а также вычислить скорость движения очагов $V = \lambda/T$. Магнитофазовый анализ образцов (определение объемной доли фазы феррита) проводили с помощью многофункционального прибора МВП-2М (ферритометра). Точность определения объемной доли фазы феррита составляла 0,1 %.

2. Механические испытания на растяжение

Диаграмма растяжения $\sigma(\varepsilon)$ образцов стали 12X18H9T охватывает области упругих, пластических деформаций и разрушения (рис. 1, а). Как видно после

значительной пластической деформации на кривой нагружения, при комнатной температуре заметны колебания деформирующего напряжения на стадии прерывистой текучести (вставка на рис. 1, а). Спады напряжений при увеличении общей деформации достигают 1–2 МПа, их природа обусловлена γ - α' -фазовым превращением, наведенным пластической деформацией, и эффектом Портевена – Ле Шателье (PLC) [18]. С понижением температуры наблюдается снижение пластичности и увеличение предела прочности и коэффициента деформационного упрочнения аустенитной нержавеющей стали. В температурной области, близкой к M_d , обнаружено аномальное снижение уровня предела текучести. Подобная зависимость наблюдалась и ранее [12] на некоторых метастабильных аустенитных материалах и связана с низкой энергией дефектов упаковки. В этом случае мартенситное превращение протекает по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, с образованием промежуточной ε -фазы.

Эволюция микроструктуры с ростом деформации определяет напряжение течения σ и коэффициент деформационного упрочнения при заданной пластической деформации ε на диаграммах растяжения, которые описывают эмпирическим уравнением $\sigma = K \cdot \varepsilon^n$, предложенным Холломоном [21]. В этом уравнении K и n – константы материала, которые определяются из графика в двойных логарифмических координатах «истинные напряжения – истинные деформации» $\ln(\sigma - \sigma_0) = f(\ln \varepsilon)$. Известны также другие эмпирические отношения для описания зависимости $\sigma(\varepsilon)$, которые являются модификациями уравнения Холломона, например: уравнение Людвика [21] $\sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon^n$ и уравнение Людвигсона [22] $\sigma = K_1 \cdot \varepsilon^{n_1} + \exp(K_2 + n_2 \varepsilon)$, где σ – истинное напряжение, ε – истинная пластическая деформация, K_1 – коэффициент деформационного упрочнения и n_1 – показатель параболичности на стадиях больших пластических деформаций, K_2 и n_2 – поправочные коэффициенты отклонения напряжения на стадиях малой деформации. Эти отношения имеют традиционно эмпирический характер и не основаны на физических аргументах, однако в зарубежной литературе [13] предпринимаются попытки понять физическое значение этих эмпирических констант и найти корреляции с микроструктурой, длиной свободного пробега дислокаций, размером дисперсных частиц, размером зерна, легирующими элементами, температурой испытаний и скоростью деформации, пределом текучести, коэффициентом упрочнения, вязкостью разрушения и т.д.

Что касается аустенитных нержавеющей сталей, то уравнение Людвигсона [22] широко используется многими исследователями [23–28] для описания пластической деформации $\sigma(\varepsilon)$ для различных скоростей нагружения из-за его простоты и удовлетворительной точности при комнатных и повышенных температурах (300–1023 К). Однако в области низких температур наблюдаются значительные отклонения экспериментальных диа-

грамм растяжения от уравнения Людвиговсона [29–33]. В настоящей работе показано, что при пониженных температурах необходимо учитывать влияние мартенситного превращения γ - α' при деформации аустенитных сталей и вводить дополнительные параметры в уравнение Людвиговсона для достоверного описания зависимости $\sigma(\epsilon)$ и хорошего согласия с экспериментальными диаграммами растяжения.

Обработка кривых нагружения образцов аустенитной нержавеющей стали 12X18H9T во всем исследуемом интервале температур позволила согласно уравнению Людвига выявить в логарифмических координатах $\ln(s - s_0) = f(\ln e)$ два участка с различной протяженностью, соответствующие стадиям линейного деформационного упрочнения (I) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения и стадии прерывистой текучести (II). Стадия параболического деформационного упрочнения и стадия предразрушения на кривых нагружения не выявлены.

Фактическая объемная доля $f_{\alpha'}$ -мартенсита, определенная по данным показаний ферритометра с использованием калибровочной кривой, в соответствии с экспериментальными диаграммами растяжения $\sigma(\epsilon)$ для исследуемого температурного интервала показана на рис. 1, а. Как видно, форма кривой $\sigma(\epsilon)$ претерпевает существенное изменение от параболы до S-образной кривой с понижением температуры, что согласуется с литературными данными [25] и обусловлено наведенным пластической деформацией γ - α' -фазовым превращением. Скорость мартенситного превращения увеличивается с понижением температуры. Таким образом, α' -фаза оказывает существенное влияние на форму и стадийность диаграммы растяжения $\sigma(\epsilon)$ аустенитной нержавеющей стали 12X18H9T. Понижение температуры испытаний приводит к снижению величины критической деформации ϵ_0 , по достижению которой происходит зарождение и резкое увеличение скорости мартенситного превращения, что согласуется с данными, полученными в [12, 25]. Кинетика мартенситного превращения на основе теории пластической деформации предложена в [23, 24] и описывается уравнением $f_{\alpha'} = f_s \{1 - \exp[-\beta(\epsilon - \epsilon_0)^{n_3}]\}$, где f_s – доля насыщения превращенного α' -мартенсита (плато на кривой рис. 1, а), β – показатель стабильности γ -фазы, ϵ_0 – критическая деформация, при которой начинают зарождаться мартенситная фаза; показатель n_3 зависит от скорости роста мартенситной фазы и является постоянной величиной для аустенитных метастабильных сталей типа 18/8 в интервале температур $77 \text{ K} < T < 313 \text{ K}$ [23].

Следуя уравнению Людвиговсона [22], для устранения отклонений от экспериментальных диаграмм растяжения можно для истинных напряжений и деформаций записать следующее соотношение $\sigma(\epsilon)$ с учетом роста объемной доли мартенситной фазы α' при деформациях $\epsilon > \epsilon_0$: $\sigma = K_1 \epsilon^{n_1} + \exp(K_2 + n_2 \epsilon) - K_3 n_3 \beta (\epsilon - \epsilon_0 + \Delta \epsilon)^{n_3 - 1} \times$

$\times \exp[-\beta(\epsilon - \epsilon_0 + \Delta \epsilon)^{n_3}]$, где K_3 и $\Delta \epsilon$ – дополнительные коэффициенты, определяемые кинетикой мартенситных превращений.

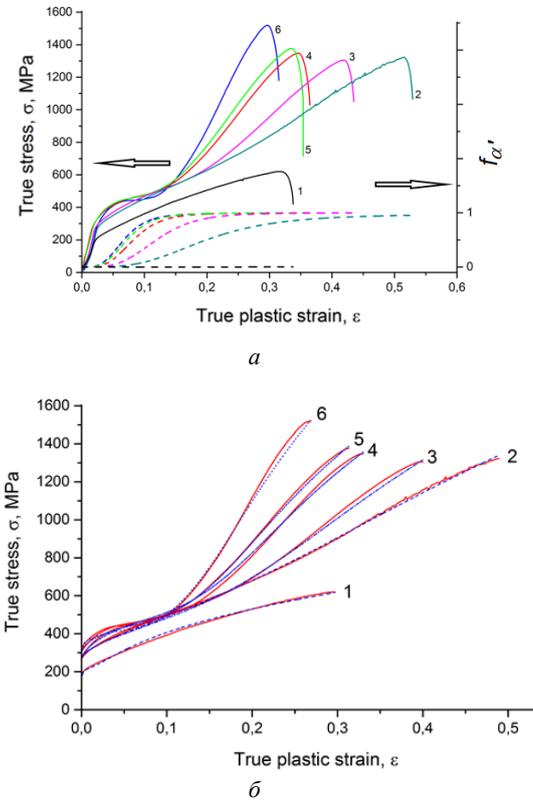


Рис. 1. Кривые нагружения стали 12X18H9T – сплошные линии и объемная доля мартенситной фазы α' – пунктирные линии (а); кривые нагружения стали 12X18H9T: сплошные линии (эксперимент) и пунктирные линии (расчет по модифицированному уравнению Людвиговсона); номера кривых указаны в табл. 1

Fig. 1. Loading curves of 12Kh18N9T steel – solid lines and volume fraction of the martensite phase α' are dashed lines (a); loading curves of 12Kh18N9T steel: solid lines (experiment) and dashed lines (calculation by the Ludwigson equation); numbers of curves are shown in Table 1

Сравнение расчетных (по указанному выше соотношению) и экспериментальных диаграмм растяжения стали 12X18H9T для разных температур показано на рис. 1, б и демонстрирует хорошее согласие. Параметры модифицированного уравнения Людвиговсона приведены в табл. 1 и показывают линейную корреляцию с температурой испытаний (рис. 2). Как следует из рис. 2, д, е и данных табл. 1, дополнительные коэффициенты K_3 , β , ϵ_0 , n_3 становятся равными нулю при температуре $T = 420 \text{ K}$ (температура Дебая) и предложенное модифицированное соотношение переходит в исходное уравнение Людвиговсона [22] для температур, при которых в исследуемой стали не происходит мартенситных превращений. Это означает, что предлагаемое соотношение имеет широкое применение для аустенитных сталей – от криогенных до высоких температур.

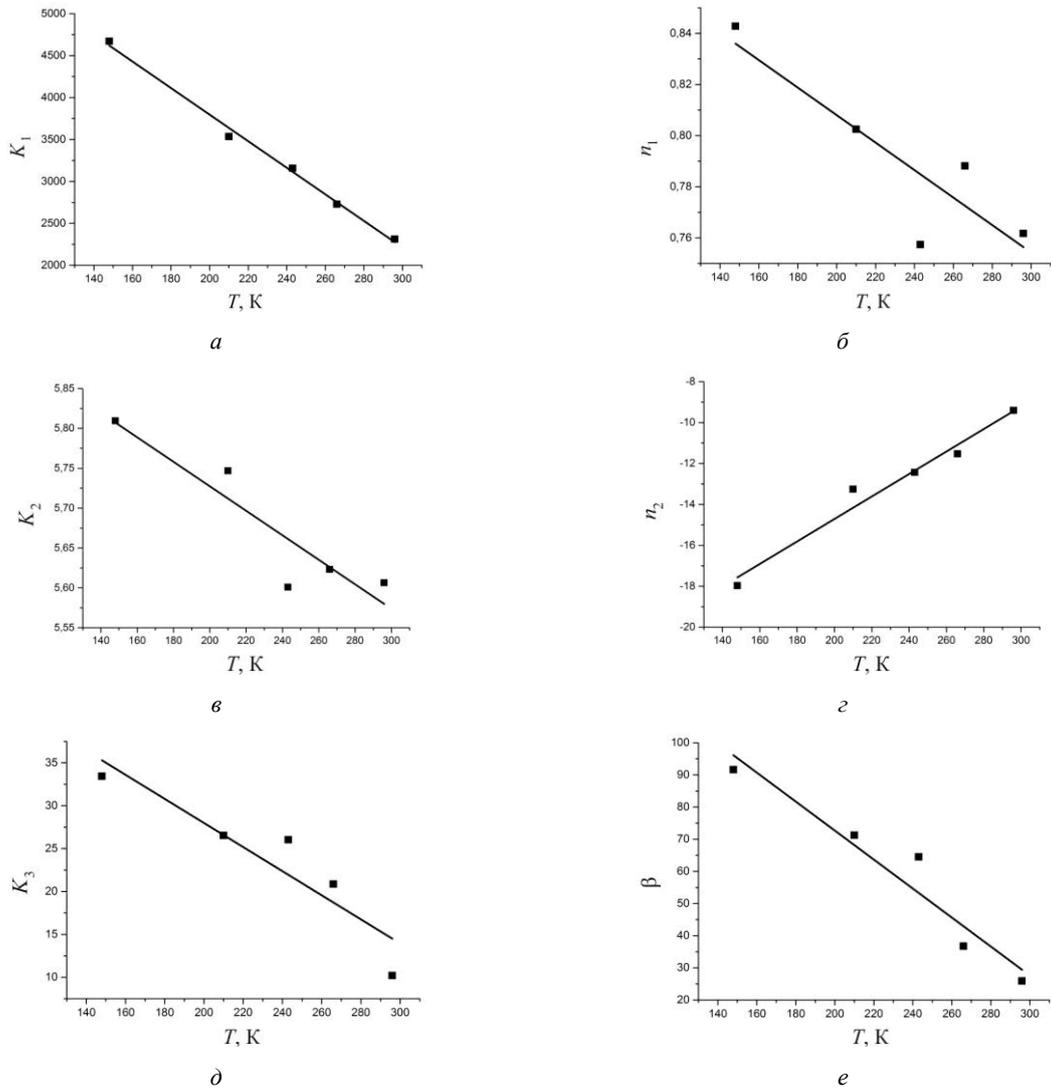


Рис. 2. Температурные зависимости дополнительных параметров уравнения Людвигасона для расчета диаграмм растяжения стали 12X18H9T

Fig. 2. Temperature dependences of additional parameters of the Ludwигson equation for calculating tensile diagrams of steel 12X18H9T

Рассмотрим далее особенности локализации пластической деформации при растяжении образцов аустенитной стали 12X18H9T на разных стадиях деформационного упрочнения с использованием метода DESP.

Таблица 1

Параметры уравнения Людвигасона для расчета диаграмм растяжения стали 12X18H9T

Table 1

Parameters of the Ludwигson equation for calculating tensile diagrams of 12Kh18N9T steel

№	T, K	K_1 , МПа	n_1	K_2	n_2	K_3 , МПа	n_3	β	ε_0
1	420	980,25	0,38	4,82	-89,07	0	0	0	0
2	296	2311,07	0,76	5,60	-9,40	10,2	2,2	25,9	0,058
3	266	2727,60	0,78	5,62	-11,53	20,86	2,2	36,7	0,051
4	243	3156,47	0,75	5,60	-12,43	26,02	2,2	64,5	0,039
5	210	3533,23	0,80	5,74	-13,25	26,53	2,2	71,2	0,03
6	143	4670,77	0,84	5,80	-17,97	33,43	2,2	91,6	0,025

3. Локализация пластического течения при растяжении

Ранее в наших работах было показано, что формы локализации пластической деформации слабо зависят от типа кристаллической решетки материалов и почти полностью определяются действующими на соответствующей стадии процесса законами деформационного упрочнения материала [7–9]. В настоящей работе анализ распределений локальных удлинений в аустенитной стали 12X18H9T показал, что на стадиях линейного деформационного упрочнения в регистрируемых интервалах деформация по образцу распределена неоднородно (рис. 3). На картинах распределений локальных деформаций наблюдается система эквидистантно расположенных очагов локализации пластической, движущихся вдоль оси растяжения с постоянной скоростью, которую определяли по наклону прямых на кинетической диаграмме максимумов локальных удлинений

вдоль оси растяжения X в зависимости от времени деформации t (рис. 4). Установлено, что снижение температуры усиливает локализацию пластического течения и изменяет количественные параметры картин локализации: длину и скорость. Значения скоростей перемещения очагов локализованной деформации V и пространственного периода λ в зависимости от температуры испытаний приведены в табл. 2.

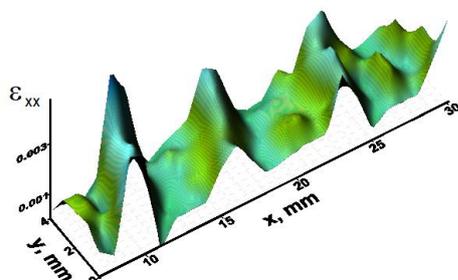


Рис. 3. Распределение локальных удлинений на стадии линейного деформационного упрочнения стали 12X18H9T

Fig. 3. Distribution of local elongations at the stage of linear work hardening of 12Kh18N9T steel

Таблица 2

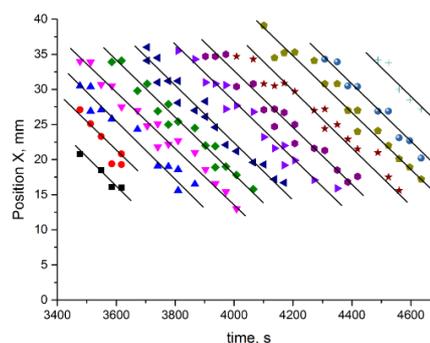
Параметры макроскопической локализации пластической деформации в зависимости от температуры испытаний стали 12X18H9T

Table 2

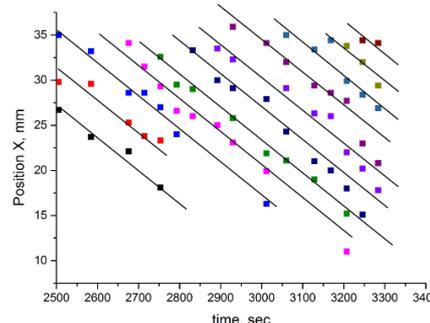
Parameters of the macroscopic localization of plastic deformation depending on the test temperature of steel 12Kh18N9T

T, K	λ, m	$V, m/c$
296	$5,3 \cdot 10^{-3}$	$4,7 \cdot 10^{-5}$
266	$4,9 \cdot 10^{-3}$	$4,1 \cdot 10^{-5}$
243	$3,5 \cdot 10^{-3}$	$3,7 \cdot 10^{-5}$
213	$4,2 \cdot 10^{-3}$	$3,1 \cdot 10^{-5}$
143	$4,6 \cdot 10^{-3}$	$2,5 \cdot 10^{-5}$

Следует отметить, что во всем исследованном температурном интервале скорость распространения очагов локализации пластической деформации V убывает с понижением температуры и обусловлена ростом коэффициента деформационного упрочнения θ по закону $V \sim \theta^{-1}$, полученному ранее для металлических ГЦК, ОЦК и ГПУ моно- и поликристаллов на стадиях линейного деформационного упрочнения при комнатных температурах [7–9]. Влияние скорости деформации и температуры испытаний на процессы мартенситных превращений в аустенитном состоянии (после закалки) подробно рассмотрено в [11–15], где показано, что растяжение метастабильной аустенитной стали при понижении температуры с 296 К до 143 К приводит к увеличению доли и скорости образования мартенситной α' -фазы. Это обстоятельство приводит к росту коэффициента деформационного упрочнения и охрупчивания материала при низких температурах.



а



б

Рис. 4. Кинетические диаграммы положений очагов локальных удлинений от времени нагружения на стадиях линейного деформационного упрочнения стали 12X18H9T: а – $T = 296 K$; б – $T = 210 K$

Fig. 4. Kinetic diagrams of the positions of the centers of local elongations versus loading time at the stages of linear strain hardening of steel 12Kh18N9T: а – $T = 296 K$; б – $T = 210 K$

В отличие от стадии линейного деформационного упрочнения, на стадии прерывистой текучести наблюдается распространение четырех одиночных фронтов локализации пластической деформации (PLC), последовательно возникающих друг за другом по длине образца в регистрируемом интервале общей деформации $\epsilon_{tot} = 0,57 \dots 0,74$. Первый фронт (1) локализованной пластической деформации (рис. 5, б) под углом 60° к оси растяжения зарождается при общей деформации $\epsilon_{tot} = 0,575$, возникновение которой соответствует скачку напряжения на деформационной кривой (точка 1 на вставке рис. 5, а). Фронт 1 локализации пластической деформации движется по длине образца с постоянной скоростью в направлении к неподвижному захвату испытательной машины.

После прохождения первого фронта локализации пластической деформации по образцу далее с ростом общей деформации ϵ_{tot} зарождаются: фронт 2 при $\epsilon_{tot} = 0,59$; фронт 3 при $\epsilon_{tot} = 0,61$ и фронт 4 при $\epsilon_{tot} = 0,64$. Каждый фронт локализации пластической деформации возникает сразу же после прохождения по всей длине предыдущего фронта. Возникновение вышеописанных очагов локализации пластической деформации также соответствует скачкам напряжений на деформационной кривой в точках 2, 3, 4 (вставка на рис. 5, а). Скорости распространения четырех фронтов составили $V_1 = 2,1 \cdot 10^{-4}$ м/с,

$V_2 = 2,1 \cdot 10^{-4}$ м/с, $V_3 = 1,7 \cdot 10^{-4}$ м/с, $V_4 = 1,3 \cdot 10^{-4}$ м/с. Следует отметить, что сформировавшийся четвертый фронт локализации после прохождения по длине образца не исчезает, в отличие от трех предыдущих фронтов, а при общей деформации $\varepsilon_{\text{tot}} = 0,738$ осциллирует относительно оси нагружения и продолжает движение с другой скоростью в сторону подвижного захвата испытательной машины.

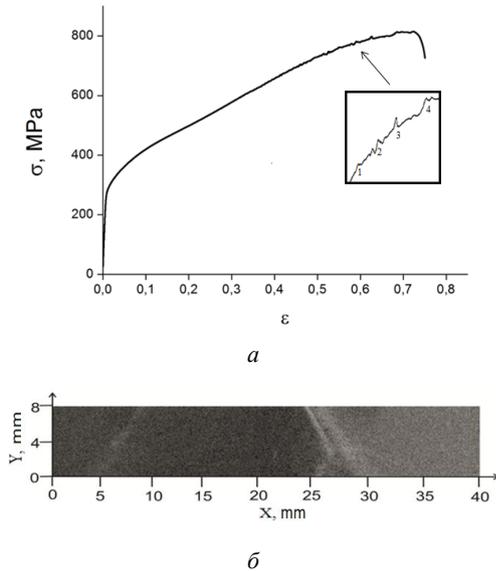


Рис. 5. Диаграмма нагружения стали 12Х18Н9Т (а); распространение одиночного фронта локализации пластической деформации на стадии прерывистой текучести (в точке 1 на вставке рис. 5, а) при $\varepsilon_{\text{tot}} = 0,59$ (б) для $T = 300$ К

Fig. 5. Loading diagram of 12Kh18N9T steel (a) and propagation of a single plastic strain localization front at the jerky flow stage at $\varepsilon_{\text{tot}} = 0,59$, (b) for $T = 300$ K

Затем при общей деформации $\varepsilon_{\text{tot}} = 0,74$ фронт 4 останавливается под углом 80° к оси нагружения вблизи координаты ~ 10 мм, и происходит разрушение образца также под углом 80° к оси нагружения в виде магистральной трещины. Таким образом, установлено, что на стадии прерывистой текучести, являющейся заключительной стадией перед разрушением образца, не происходит слияние очагов локализации деформации, ведущее к образованию шейки, как это наблюдалось для ранее исследованных материалов [7–9]. Поэтому деформационные процессы на последнем фронте локализации пластической деформации следует рассматривать как стадию предразрушения сплава, демонстрирующего прерывистую текучесть.

Согласно литературным данным, при эффекте PLC на кривой нагружения $\sigma(\varepsilon)$ последовательно наблюдаются зубцы типов А, В и С [16–18]. На стадии прерывистой текучести в стали 12Х18Н9Т формируются преимущественно зубцы В-типа, когда возникновение одиночных очагов локализации пластической деформации соответствует скачкам напряжений на деформационной кривой. Сравнивая результаты настоящей работы с данными других авторов, можно сказать о следующих от-

личиях. Ранее картины локализации пластической деформации были исследованы в алюминиевом сплаве Д1, который характеризуется эффектом PLC, где на стадии линейного деформационного упрочнения в интервале деформаций $0,01 \leq \varepsilon_{\text{tot}} \leq 0,03$ формировались преимущественно зубцы С-типа [7–9]. В этом случае, когда полоса достигала захвата, деформирующее напряжение снова сбрасывалось, и в средней части образца формировалась новая полоса, которая двигалась по образцу в противоположном по отношению к предыдущей направлении. Периодическое движение фронтов PLC со скоростями $\sim 10^{-3}$ м/с в сплаве Al продолжалось при деформационном упрочнении вплоть до начала формирования шейки разрушения. В аустенитных нержавеющих сталях с понижением температуры вязкая шейка не формируется, поэтому кинетика фронтов локализации имеет отличный характер на стадиях предразрушения.

Заключение

Определены параметры уравнения Людвигсона для достоверного описания зависимости $\sigma(\varepsilon)$ и хорошего согласия с экспериментальными диаграммами растяжения аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9Т в области как низких, так и высоких температур.

Показано, что применение метода двухэкспозиционной спекл-фотографии позволило детально исследовать процесс макроскопической локализации пластической деформации в режиме реального времени при одноосном растяжении и выявить отличия картин на разных стадиях пластического течения в аустенитной нержавеющей стали стали 12Х18Н9Т.

Показано, что на стадиях линейного деформационного упрочнения распределения локальных деформаций ε_{xx} представляли собой эквидистантные зоны локализованной деформации, которые перемещались синхронно с постоянной скоростью и пространственным периодом.

Понижение температуры приводит к изменению параметров локализации пластической деформации. Скорость перемещения очагов локализации деформации уменьшается с понижением температуры и обусловлена увеличением коэффициента деформационного упрочнения за счет мартенситных превращений.

На стадии прерывистой текучести происходит последовательное распространение одиночных фронтов локализации пластической деформации (полосы Портевена – Ле Шателье), возникновение каждого из которых соответствует наибольшему скачку напряжений на деформационной кривой.

Установлено, что развитию магистральной трещины предшествует интенсивная пластическая деформация, происходящая на последнем фронте локализации. Деформационные процессы на последнем фронте локализации пластической деформации следует рассматривать как стадию предразрушения аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9Т, демонстрирующую прерывистую текучесть.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (проект FWRW-2021-0011) и Программы повышения конкурентоспособности ТГУ.

Библиографический список

1. Hähner P. Theory of solitary plastic waves // *Appl. Phys.* – 1994. – Vol. A58, no. 1. – P. 41–58.
2. Упругопластический переход в железе: структурные и термодинамические особенности / О.А. Плехов, О.Б. Наймарк, N. Saintier, T. Palin-Luc // *ЖТФ.* – 2009. – Т. 7, № 8. – С. 56–61.
3. Reyne B., Manach P.-Y., Moes N. Macroscopic consequences of Poibert-Luders and Portevin-Le Chatelier bands during tensile Deformation in Al-Mg alloys // *Mat. Sci. Eng. A.* – 2019. – Vol. 746. – P. 187–196.
4. Kobelev N.P., Lebyodkin M.A., Lebedkina T.A. Role of self-organization of dislocations in the onset and kinetics of macroscopic plastic instability // *Met. Mat. Trans. A.* – 2017. – Vol. 48(3). – P. 965–974.
5. Taupin V., Chevy J., Fressengeas C. Effects of grain-to-grain interactions on shear strain localization in Al-Cu-Li rolled sheets // *Int. J. Sol. Str.* – 2016. – Vol. 99. – P. 71–81.
6. Tretyakova T., Wildemann V. Study of spatial-time inhomogeneity of inelastic deformation and failure in bodies with concentrators by using the digital image correlation and infrared analysis // *Proc. Str. Integ.* – 2017. – Vol. 5. – P. 318–324.
7. Зувев Л.Б., Баранникова С.А. Автоволновая механика пластичности металлов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика.* – 2019. – № 1. – С. 49–63.
8. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave Physics of Material Plasticity // *Crystals.* – 2019. – Vol. 9, no. 9. – P. 458–488.
9. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids // *Mater. Res.* – 2019. – Vol. 22, no. 4. – P. e20180694:1-12.
10. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // *Meas. Sci. Techn.* – 2010. – Vol. 21. – P. 054014:1-4.
11. Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel / P. Mallick, N.K. Tewary, S.K. Ghosh, P.P. Chattopadhyay // *Mater. Charact.* – 2017. – Vol. 133. – P. 77–86.
12. Effect of strain rate on the strain induced gamma – alpha 'martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels / J. Talonen, P. Nenonen, G. Pape, H. Hanninen // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2005. – Vol. 36, no. 2. – P. 421–32.
13. Influence of mechanical loading, temperature and chemical composition on the deformation induced martensite formation in metastable austenitic steels / F. Hahnenberger, R. Skorupski, M. Smaga, D. Eiffler // *Mater. Sci. Forum.* – 2013. – Vol. 738–739. – P. 217–221.
14. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels / K. Spencer, J.D. Embury, K.T. Conlon, M. Veron, Y. Brechet // *Mat. Sci. Eng. A.* – 2004. – Vol. 387. – P. 873–881.
15. On the Plasticity Induced by Martensitic Transformation in Fe–Ni Alloys and Fe–Ni–Cr Alloys / J. Tamura, T. Maki, H. Hato, K. Aburai // *J. Japan Inst. Met. Mater.* – 1969. – Vol. 33, no. 12. – P. 1383–1389.

Acknowledgments

The work was carried out within the framework of the state assignment of the IPPM SB RAS (project FWRW-2021-0011) and the Program for increasing the competitiveness of TSU.

16. Kinematics of formation and cessation of type B deformation bands during the Portevin-Le Chatelier effect in an AlMg alloy / M.A. Lebyodkin, D.A. Zhemchuzhnikova, T.A. Lebedkina, E.C. Aifantis // *Res. Phys.* 2019. – Vol. 12. – P. 867–869.
17. Intermittent plasticity associated with the spatio-temporal dynamics of deformation bands during creep tests in an Al-Mg polycrystal / A.A. Shibkov, M.F. Gasanov, M.A. Zheltov, A.E. Zolotov, V.I. Ivolgin // *Int. J. Plast.* 2016. – Vol. 8. – P. 37–55.
18. The Portevin–Le Châtelier Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel / A. Müller, C. Segel, M. Linderov, A. Vinogradov, A. Weidner, H. Biermann // *Met. Mater. Trans. A.* – 2016. – Vol. 47. – P. 59–74.
19. Efstathiou C., Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel // *Acta Mater.* – 2010. – Vol. 58, no. 5. – P. 1479–1488.
20. Deformation Mechanisms in Austenitic TRIP/TWIP Steel as a Function of Temperature / S. Martin, S. Wolf, U. Martin, L. Krüger, D. Rafaja // *Met. Mater. Trans. A.* – 2016. – Vol. 47, no. 1. – P. 49–58.
21. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials.* – Dordrecht: Springer, 2013. – 634 p.
22. Ludwigson D.C. Modified stress-strain relation for FCC metals and alloys // *Metall. Trans.* – 1971. – Vol. 2, no. 10. – P. 2825–2828.
23. Shin H.C., Ha T.K., Chang Y.W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel // *Scripta Mater.* – 2001. – Vol. 45, no. 7. – P. 823–829.
24. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation // *Metall. Mater. Trans. A.* – 1975. – Vol. 6, no. 4. – P. 791–795.
25. Nutor R.K., Adomako N.K., Fang Y.Z. Using the Hollomon Model to Predict Strain-Hardening in Metals // *Amer. J. Mat. Synt. Proc.* – 2017. – Vol. 2, no. 1. – P. 1–4.
26. Narutani T., Olson G.B., Cohen M. Constitutive flow relations for austenitic steels during strain-induced martensitic transformation // *J. de Phys. Colloques.* – 1982. – Vol. 43, no. C4. – P. 429–434.
27. A constitutive equation for predicting the material nonlinear behavior of AISI 316L, 321, and 347 stainless steel under low temperature conditions / J. Kim, S. Kim, C. Lee, M. Kim, J. Lee // *Int. J. Mech. Sci.* – 2014. – Vol. 87. – P. 218–225.
28. Perdahcioğlu E.S., Geijselaers H.J.M. A macroscopic model to simulate the mechanically induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels // *Acta Mater.* – 2012. – Vol. 60, no. 11. – P. 4409–4419.
29. Garion C., Skoczeń B., Sgobba S. Constitutive modelling and identification of parameters of the plastic strain-induced martensitic transformation in 316L stainless steel at cryogenic temperatures // *Int. J. Plasticity.* – 2006. – Vol. 22, no. 7. – P. 1234–1264.
30. Effects of strain rate and plastic work on martensitic transformation kinetics of austenitic stainless steel 304 / F. Peng, X. Dong, K. Liu, H. Xie // *J. Iron Steel Res. Int.* – 2015. – Vol. 22, no. 10. – P. 931–936.

31. A new constitutive model of austenitic stainless steel for cryogenic applications / K.J. Lee, M.S. Chun, M.H. Kim, J.M. Lee // *Comp. Mater. Sci.* – 2009. – Vol. 46, no. 4. – P. 1152–1162.

32. A constitutive model for analyzing martensite formation in austenitic steels deforming at high strain rates / R. Zaera,

J.A. Rodríguez-Martínez, A. Casado, J. Fernández-Sáez, A. Rusinek, R. Pesci // *Int. J. Plasticity.* – 2012. – Vol. 29. – P. 77–101.

33. Zheng C., Yu W. Effect of low-temperature on mechanical behavior for an AISI 304 austenitic stainless steel // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2018. – Vol. 710. – P. 359–365.

References

1. Hähner P. Theory of solitary plastic waves. *Applied Physics*, 1994, vol. A58, no. 1, pp. 41-58.

2. Plechov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: structure and thermodynamic features. *Technical Physics*, 2009, vol. 7, no. 8, pp. 56–61.

3. Reyne B., Manach P.-Y., Moes N. Macroscopic consequences of Poibert-Luders and Portevin-Le Chatelier bands during tensile Deformation in Al-Mg alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 746, pp. 187-196.

4. Kobelev N.P., Lebyodkin M.A., Lebedkina T.A. Role of self-organization of dislocations in the onset and kinetics of macroscopic plastic instability. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, vol. 48, no. 3, pp. 965-974.

5. Taupin V., Chevy J., Fressengeas C. Effects of grain-to-grain interactions on shear strain localization in Al-Cu-Li rolled sheets. *International Journal of Solids and Structures*, 2016, vol. 99, pp. 71-81.

6. Tretyakova T., Wildemann V. Study of spatial-time inhomogeneity of inelastic deformation and failure in bodies with concentrators by using the digital image correlation and infrared analysis. *Procedia Structural Integrity*, 2017, vol. 5, pp. 318-324.

7. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave mechanics of metal plasticity. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2019, no.1, pp. 49-63.

8. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave Physics of Material Plasticity. *Crystals*, 2019, vol. 9, no. 9, pp. 458-488.

9. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids. *Materials Research*, 2019, vol. 22, no. 4, pp. e20180694:1-12.

10. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*, 2010, vol. 21, pp. 054014:1-4.

11. Mallick P., Tewary N.K., Ghosh S.K., Chattopadhyay P.P. Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel, *Materials Characterization*, 2017, vol. 133, pp. 77–86.

12. Talonen J., Nenonen P., Pape G., Hanninen H. Effect of strain rate on the strain induced γ – α ' -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36, no. 2, pp. 421–32.

13. Hahnenberger F., Skorupski R., Smaga M., Eifler D. Influence of mechanical loading, temperature and chemical composition on the deformation induced martensite formation in metastable austenitic steels. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 217–221.

14. Spencer K., Embury J.D., Conlon K.T., Veron M., Brechet Y. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 387, pp. 873–881.

15. Tamura J., Maki T., Hato H., Aburai K. On the Plasticity Induced by Martensitic Transformation in Fe–Ni Alloys and Fe–Ni–Cr Alloys. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, 1969, vol. 33, no. 12, pp. 1383–1389.

16. Lebyodkin M.A., Zhemchuzhnikova D.A., Lebedkina T.A., Afantis E.C. Kinematics of formation and cessation of type B deformation bands during the Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg alloy, *Results in Physics*, 2019, vol. 12, pp. 867-869.

17. Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Ivolgin V.I. Intermittent plasticity associated with the spatio-temporal dynamics of deformation bands during creep tests in an

Al-Mg polycrystal. *International Journal of Plasticity*, 2016, vol. 8, pp. 37-55.

18. Müller A., Segel C., Linderov M., Vinogradov A., Weidner A., Biermann H. The Portevin–Le Chatelier Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, vol. 47, pp. 59-74.

19. Efstathiou C., Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no5, pp. 1479-1488.

20. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Deformation Mechanisms in Austenitic TRIP/TWIP Steel as a Function of Temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, vol. 47, no. 1, pp. 49-58.

21. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer, 2013, 634 p.

22. Ludwigson D.C. Modified stress-strain relation for FCC metals and alloys. *Materials Transactions*, 1971, vol. 2, no. 10, pp. 2825–2828.

23. Shin H.C., Ha T.K., Chang Y.W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 45, no. 7, pp. 823–829.

24. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1975, vol. 6. No. 4, pp. 791–795.

25. Nutor R.K., Adomako N.K., Fang Y.Z. Using the Hollomon Model to Predict Strain-Hardening in Metals. *American Journal of Materials Synthesis and Processing*, 2017, vol. 2, no. 1, pp. 1-4.

26. Narutani T., Olson G.B., Cohen M. Constitutive flow relations for austenitic steels during strain-induced martensitic transformation. *Journal de Physique Colloques*, 1982, vol. 43, no. C4, pp. 429–434.

27. Kim J., Kim S., Lee C., Kim M., Lee J. A constitutive equation for predicting the material nonlinear behavior of AISI 316L, 321, and 347 stainless steel under low temperature conditions. *International Journal of Mechanical Science*, 2014, vol. 87, pp. 218–225.

28. Perdahcioğlu E.S., Geijselaers H.J.M. A macroscopic model to simulate the mechanically induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no. 11, pp. 4409–4419.

29. Garion C., Skoczeń B., Sgobba S. Constitutive modeling and identification of parameters of the plastic strain-induced martensitic transformation in 316L stainless steel at cryogenic temperatures. *International Journal of Plasticity*, 2006, vol. 22, no. 7, pp. 1234–1264.

30. Peng F., Dong X., Liu K., Xie H. Effects of strain rate and plastic work on martensitic transformation kinetics of austenitic stainless steel 304. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, vol. 22, no. 10, pp. 931–936.

31. Lee K.J., Chun M.S., Kim M.H., Lee J.M. A new constitutive model of austenitic stainless steel for cryogenic applications. *Computational Materials Science*, vol. 46, no. 4, pp. 1152–1162.

32. Zaera R., Rodríguez-Martínez J.A., Casado A., Fernández-Sáez J., Rusinek A., Pesci R. A constitutive model for analyzing martensite formation in austenitic steels deforming at high strain rates, *International Journal of Plasticity*, 2012, vol. 29, pp. 77–101.

33. Zheng C., Yu W. Effect of low-temperature on mechanical behavior for an AISI 304 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 710, pp. 359–365.