



УДК 669.046:533.9

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-673-680



Оригинальная статья

Original article

ПРОЦЕССЫ ЛЮДЕРСА И ПОРТЕВЕНА–ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ TRIP-СТАЛИ

В. И. Данилов[✉], Д. В. Орлова, В. В. Горбатенко, Л. В. Данилова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ dvi@ispms.ru

Аннотация. Исследована природа подвижных фронтов локализованной деформации, которые возникают и распространяются в процессе деформирования метастабильной аустенитно-мартенситной TRIP-стали ВНС9-Ш на всем протяжении кривой нагружения от предела текучести до разрушения. Совместное исследование характера движения деформационных фронтов и кинетики накопления магнитной фазы позволило установить, что рассматриваемые фронты являются фронтами термоупругого фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит. Данное превращение реализуется вначале путем формирования полос Чернова–Людера, а затем полос Портевена–Ле Шателье. Оба процесса согласованы со стадийностью деформационной кривой, которая содержит вырожденную площадку текучести, участок с возрастающим коэффициентом упрочнения и участок с убывающим коэффициентом упрочнения. Показано, что деформационно-индуцированному фазовому превращению соответствуют фронты, распространяющиеся на площадке текучести и на участке кривой нагружения, с возрастающим коэффициентом упрочнения. Полосы Портевена–Ле Шателье, которые образуются на участке диаграммы нагружения с убывающим коэффициентом упрочнения, с превращением «аустенит – мартенсит» не связаны и имеют двойниковую природу. Кинетика фронтов термоупругого превращения, как и деформационных фронтов в материалах со сдвиговым механизмом формоизменения, может быть описана в рамках автоволновой концепции. На площадках текучести фазовое превращение происходит путем зарождения и распространения автоволн переключения локализованной пластичности. На участках с возрастающим коэффициентом упрочнения оно продолжается путем зарождения и движения автоволн возбуждения. Области распространения автоволн возбуждения ограничены в пространстве образца. Они задаются зонами зарождения и аннигиляции первичных автоволн переключения, которые были сформированы на площадках текучести.

Ключевые слова: TRIP-сталь, термоупругое фазовое превращение, фронты локализованной деформации, полосы Чернова–Людера, полосы Портевена–Ле Шателье, автоволны переключения, автоволны возбуждения

Благодарности: Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-00171, <https://rscf.ru/project/22-29-00171/>).

Для цитирования: Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Процессы Людера и Портевена–Ле Шателье в аустенитно-мартенситной TRIP-стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(6):673–680. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-673-680>

LÜDERS AND PORTEVIN–LE CHATELIER PROCESSES IN AUSTENITIC-MARTENSITIC TRIP STEEL

V. I. Danilov[✉], D. V. Orlova, V. V. Gorbatenko, L. V. Danilova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ dvi@ispms.ru

Abstract. The authors studied the nature of mobile fronts of localized deformation that generate and propagate during deformation of metastable austenitic-martensitic TRIP steel VNS9-Sh along the entire length of the loading curve from the yield point to fracture. A joint research of the nature of the deformation fronts movement and kinetics of the magnetic phase accumulation made it possible to establish that the fronts under consideration are the fronts of the thermoelastic phase transformation of metastable austenite into martensite. This transformation is realized firstly by formation of the Chernov–Lüders bands and then the Portevin–Le Chatelier bands. Both processes are consistent with staging of the deformation curve, which contains a pseudo-plateau, a section with an increasing hardening coefficient, and a section with a decreasing hardening coefficient. It is shown that the deformation-induced phase transformation corresponds to the fronts propagating on the pseudo-plateau and on the section of loading curve with an increasing hardening coefficient. The Portevin–Le Chatelier bands, which are formed in the section of the loading diagram with a decreasing hardening coefficient, are not associated with “austenite-martensite” transformation and have a twin nature. The kinetics of thermoelastic

transformation fronts, as well as deformation fronts in materials with a shear mechanism of shaping, can be described in terms of the autowave concept. On the yield plateaus, the phase transformation occurs through generation and propagation of localized plasticity switching autowaves. In the section with an increasing hardening coefficient, it continues through generation and movement of excitation autowaves. The propagation regions of excitation autowaves are limited in the sample space. They are set by the zones of origin and annihilation of primary switching autowaves which were formed on the yield plateau.

Keywords: TRIP steel, thermoelastic phase transformation, localized deformation fronts, Chernov–Lüders bands, Portevin–Le Chatelier bands, switching autowaves, excitation autowaves

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 22-29-00171, <https://rscf.ru/project/22-29-00171/>).

For citation: Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Lüders and Portevin–Le Chatelier processes in austenitic-martensitic TRIP steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):673–680. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-673-680>

ВВЕДЕНИЕ

Использование автоволновой концепции для описания деформации Людерса в малоуглеродистой стали оказалось продуктивным [1]. Эта концепция позволила установить нелинейный вид зависимости скорости фронтов Людерса от скорости деформирования и выяснить причины этой нелинейности. Известно, что на микроскопическом уровне в малоуглеродистой стали возникновение полос Чернова–Людерса (ПЧЛ) обусловлено двумя конкурирующими процессами: термически активируемым движением дислокаций, где основными барьерами являются дислокации «леса», и их дополнительным торможением за счет осаждения на подвижных дислокациях атомов примесей внедрения (эффект динамического деформационного старения) [2–4]. Однако существуют материалы (например, сплавы с памятью формы и ряд сталей с метастабильной фазовой структурой), в которых формирование ПЧЛ на микроуровне связано не с дислокационными процессами, а с деформационно-индуцированным фазовым превращением [5–8]. Возникает вопрос, насколько применима автоволновая концепция пластического течения в этом случае.

Следуя потребностям технологической практики, разработка представлений о механизмах развития термоупругих фазовых превращений способствовала созданию TRIP-сталей (*transformation induced plasticity*), которые обладают высокой прочностью при значительной пластичности. К этому классу сталей относятся метастабильные аустенитно-ферритные [8] и аустенитно-мартенситные стали [9]. Степень реализации TRIP эффекта определяется характером изменения объемной доли метастабильного аустенита во время механической обработки. Этот процесс зависит от многих параметров, например, от ориентации кристаллической решетки, от температуры, от скорости деформирования, от степени наклепа, от неоднородности распределения легирующих элементов [10–13]. Так, авторы работы [12] показали, что разная стабильность аустенита в аустенитно-ферритных TRIP-сталях является следствием неоднородного распределения марганца. В работе [9] показано, что стабильность аустенита в аустенитно-мартенситной TRIP-стали меняется в зависимости от величины обжатия при

«теплой» прокатке. Если степень наклепа аустенитной фазы большая, то превращение протекает при высоких напряжениях и полностью завершается на площадке текучести. Если наклеп не велик, а предел текучести низкий, то на площадке текучести происходит превращение только небольшой части аустенита в мартенситную фазу. Переход в оставшихся аустенитных зернах реализуется на последующих стадиях кривой нагружения по механизму формирования и распространения полос Портевена–Ле Шателье (ПЛШ). В работе [14] отмечено, что фронты ПЧЛ и фронты полос ПЛШ представляют собой разные автоволновые моды. Так как процессы формоизменения в аустенитно-мартенситных TRIP-сталях протекают путем термоупругого превращения немагнитного аустенита в магнитную мартенситную фазу, целью настоящей работы является исследование кинетики фронтов локализованной пластической деформации одновременно с установлением закономерностей накопления мартенсита по величине намагниченности материала.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ (МЕТОДИКА) ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводились на образцах TRIP-стали ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш). Пластины толщиной 1 мм в состоянии поставки подвергались аустенизации (закалке) с выдержкой в течение $\tau = 1$ ч при температуре $T = 1400$ К и охлаждением в воде. Затем проводилась многопроходная теплая прокатка при температуре 620 К с обжатием 40 %. После аустенизации сталь обладает низким пределом текучести ($\sigma_{0,2} = 250$ МПа) и высокой пластичностью ($\delta = 27$ %). Наклеп при прокатке почти в три раза повышает предел текучести ($\sigma_{0,2} = 735$ МПа), а пластичность при этом понижается до 20 %. В дальнейшем аустенизированное состояние обозначено 1, а прокатанное – 2. Химический состав стали ВНС9-Ш следующий (по массе): 0,25 % С; 14,5–16,0 % Cr; 4,8–5,8 % Ni; 2,7–3,2 % Mo; 0,03–0,07 % N; ≤ 1 % Mn; $\leq 0,6$ % Si; $\leq 0,01$ % S; $\leq 0,015$ % P.

Электроискровым методом из заготовок были вырезаны образцы типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части 40×6 мм. Образцы испытывали на одноосное растяжение при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Walter + Bai AG,

серии LFM 125. Скорость перемещения подвижного захвата (V_{mach}) составляла 0,4 мм/мин, что обеспечивало скорость деформирования $1,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

В процессе растяжения производили последовательную запись цифровых изображений деформируемого образца подобно тому, как это описано в работе [1]. Зафиксированную серию изображений использовали с целью выявления очагов локализации деформации и анализа кинетики их перемещений традиционным методом корреляции цифровых изображений (DIC) [15]. По полученным массивам данных строили хронограммы [1; 16], которые позволяли обнаруживать области зарождения, движения и аннигиляции фронтов локализованной деформации.

Изменения содержания мартенсита в образцах определялись *in situ* по результатам измерения намагниченности материала на многофункциональном вихретоковом приборе МВП-2М. Использование метода магнитных измерений позволяет количественно определять объемную долю магнитной фазы без необходимости приостанавливать механические испытания. Датчик магнитных измерений в течение всего времени нагружения контактировал с рабочей частью образца. Диаметр шупа датчика – 2 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены деформационные кривые $\sigma(\epsilon)$ и соответствующие им изменения коэффициента деформационного упрочнения $\theta(\epsilon) = d\sigma/d\epsilon$ в образ-

цах в состояниях 1 и 2. Совместный анализ этих двух зависимостей позволил выделить пять характерных участков: I, II, III_i, III_d, III_j. Участок I (0 – t_1) соответствует упругому нагружению и микропластичности (для состояния 1 на зависимости $\theta(\epsilon)$ он не показан. Участок II (t_1 – t_2) включает в себя слабо выраженный зуб и несовершенную площадку текучести (*pseudo-plateau* по терминологии работы [16]). После участка II начинается нелинейная стадия III с положительным коэффициентом упрочнения. На участке III_i (t_2 – t_3) коэффициент упрочнения возрастает от нуля до максимального значения. Участок III_d (t_3 – t_8) характеризуется снижением коэффициента упрочнения от максимального значения до нуля. Фактически участок III_d соответствует традиционной параболической деформационной кривой, которая обычно описывается уравнением Холломоны–Людвика $\sigma = \sigma_0 + K\epsilon^n$ ($n < 1$) (где K – коэффициент деформационного упрочнения; n – показатель деформационного упрочнения). В аустениitized состоянии 1 на фоне этой кривой наблюдаются скачки напряжения (участок III_j, t_j – t_8). В таблице приведены значения времени и деформации, соответствующие границам стадий и участков.

Магнитные измерения в ходе испытаний образца на растяжение позволили описать процесс накопления мартенситной фазы и, соответственно, уменьшение объемной доли метастабильного аустенита. В ходе деформирования содержание аустенитной фазы в стали в состоянии 1 уменьшилось с 93 % примерно до 30 %, а в состоянии 2 – с 80 % примерно до 40 % (рис. 2).

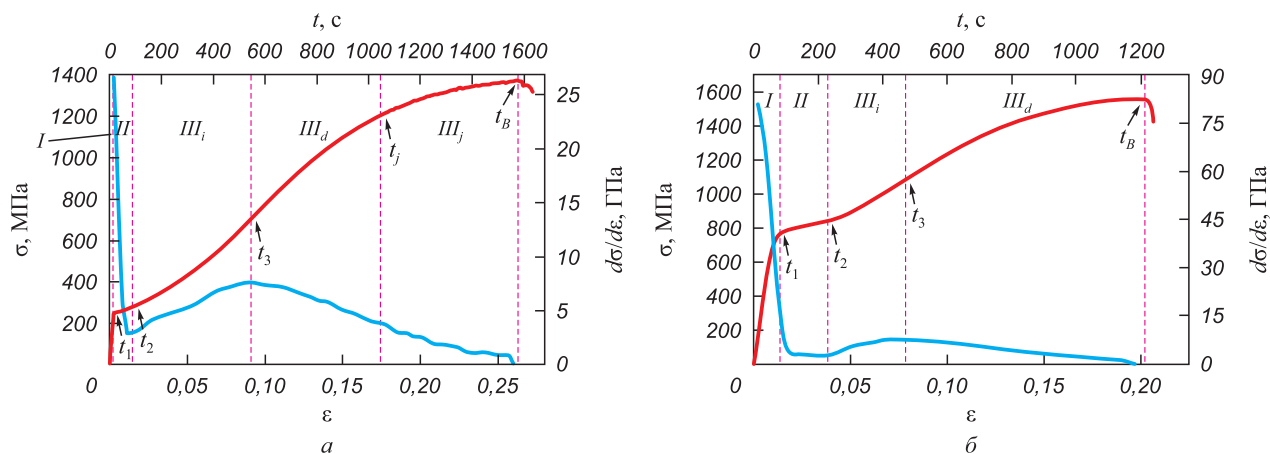


Рис. 1. Деформационная кривая и коэффициент упрочнения стали ВНС9-Ш в состояниях 1 (а) и 2 (б)

Fig. 1. Stress-strain curve and hardening coefficient of VNS9-Sh steel in states 1 (a) and 2 (b)

Продолжительности стадий кривой нагружения

Duration of loading curve stages

Состояние	t_1 , с	ϵ_1	t_2 , с	ϵ_2	t_3 , с	ϵ_3	t_j , с	ϵ_j	t_8 , с	δ
1	18	0,003	90	0,015	545	0,090	1050	0,175	1575	0,265
2	83	0,014	227	0,078	470	0,078	—	—	1214	0,202

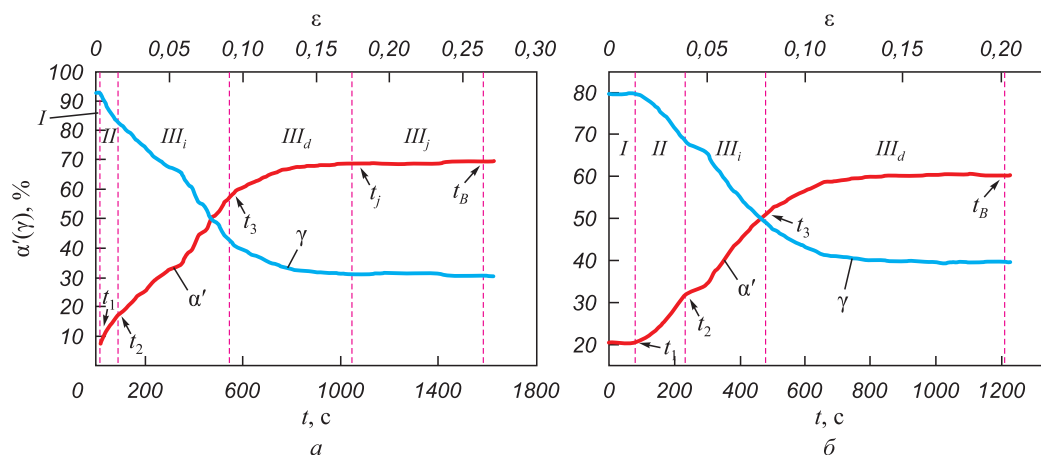


Рис. 2. Изменение в процессе деформации фазового состава стали ВНС9-Ш в состояниях 1 (а) и 2 (б)

Fig. 2. Variation in phase composition of VNS9-Sh steel during deformation in states 1 (a) and 2 (б)

Как установлено в работе [17], деформация TRIP-сталей развивается локализованно путем формирования и движения деформационных фронтов. В представляемой работе удалось показать, что кинетика деформационных фронтов согласована не только со стадиями кривой упрочнения, но и с изменениями фазового состава.

На рис. 3 показаны начальные части хронограмм движения деформационных фронтов в TRIP-стали в состояниях 1 и 2. Хронограммы ограничены временем 810 с (состояние 1) и 1150 с (состояние 2) в связи с тем, что амплитуды деформации фронтов в зоне разрушения намного выше, чем на *pseudo-plateau*, что создает резко неоднородный контраст и усложняет восприятие фронтов на начальном этапе деформирования. Видно, что на всех участках, кроме участка I, происходит движе-

ние фронтов локализованной деформации. На стадии *pseudo-plateau* в обоих состояниях формируются ПЧЛ (обозначены A, B, C и A, B, C, D, E для состояний 1 и 2 соответственно).

Хронограмма рис. 3, а (состояние 1) демонстрирует, что на зубе текучести в момент времени t_1 зародилась A полоса Людерса. Полосы B и C сформировались позднее. Фронты (границы) этих полос попарно движутся навстречу друг другу и аннигилируют в момент времени t_2 . К этому моменту все рабочее пространство образца перешло в пластически деформированное состояние. Области аннигиляции фронтов Людерса в дальнейшем играют очень важную роль.

На всех участках нелинейной стадии III также происходит движение фронтов локализованной деформации (рис. 3, а). Но вначале они зарождаются и распростра-

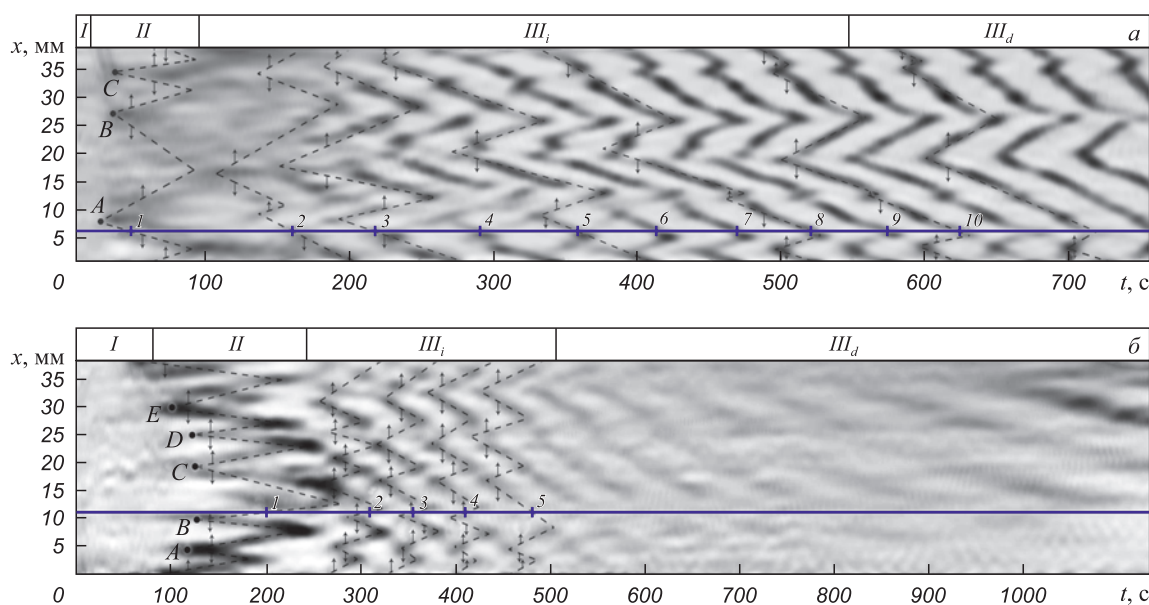


Рис. 3. Хронограммы распространения фронтов фазового превращения в стали ВНС9-Ш в состояниях 1 (а) и 2 (б)

Fig. 3. Chronograms of phase transformation fronts propagation in VNS9-Sh steel in states 1 (a) and 2 (б)

няются в пределах, ограниченных зонами аннигиляции фронтов Людерса. Движение деформационных фронтов на стадии III происходит так, что в целом они проходят весь образец по нескольку раз. Когда начинается участок III_j, области аннигиляции фронтов Людерса перестают играть роль границ для движения деформационных фронтов на стадии III.

В состоянии 2 (рис. 3, б) на участке *pseudo-plateau* ситуация подобна описанной для состояния 1 за исключением того, что зарождается больше ПЧЛ. Зоны аннигиляции фронтов Людерса также играют роль ограничителей для движения деформационных фронтов на III стадии. Однако здесь такие фронты движутся только до момента времени примерно 700 с. В дальнейшем локализация деформации на макроуровне отсутствует до начала образования шейки разрушения при $t_8 = 1214$ с.

Ранее в работе [17] было сделано предположение, что наблюдаемые фронты локализованной деформации обусловлены развитием фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$. Если это предположение справедливо, то накопление мартенситной фазы должно коррелировать с кинетикой фронтов деформации. На рис. 3 горизонтальными синими линиями отмечены координаты закрепления датчика магнитных измерений на рабочей части образца, цифрами обозначены моменты прохождения фронтов локализованной деформации через эту координату. Когда деформационный фронт проходит через указанную точку, скорость накопления деформации $d\varepsilon/dt$ в ней резко возрастает, что можно видеть на рис. 4. Момент времени 1 (состояние 1) соответствует (рис. 4, а) прохождению через щуп магнитного датчика фронта А полосы Людерса, а остальные (2 – 10) – прохождению фронтов локализованной деформации на стадии III.

На рис. 4, а также представлена зависимость скорости накопления мартенситной фазы от времени в состоянии 1. Четко видно, что прохождению фронта А

полосы Людерса в момент времени 1 соответствует максимум скорости образования магнитной фазы α' -мартенсита. По оценкам на *pseudo-plateau* образуется до 10 % магнитной фазы. Остальное превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ происходит в основном на нелинейном участке III_i в условиях возрастающего коэффициента упрочнения. Здесь тоже максимумам скорости образования мартенсита соответствуют моменты времени 2 – 10, когда через щуп проходят деформационные фронты. Наибольшие скорости превращения наблюдаются в моменты прохождения фронтов 5 – 8. В целом, на участке III_i образуется примерно 50 % мартенситной фазы. С началом участка III_d ($t_3 = 545$ с) скорость превращения резко уменьшается, а соответствие между временем прохождения деформационных фронтов и максимумом скоростей $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения нарушается. К началу участка III_j ($t_j = 1050$ с) скорость $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения становится практически нулевой (рис. 4, а), а содержание α' -мартенсита достигает 69 % и далее почти не меняется (рис. 2). При этом деформационные фронты продолжают распространяться, а их амплитуды даже увеличиваются (рис. 3, а и 4, а).

В состоянии 2 (рис. 4, б) ситуация в целом подобна. Однако на *pseudo-plateau* (участок II) образуется заметно больше мартенсита (≈ 15 %). Кроме того, хотя в состоянии 2 продолжительность участка III_i существенно меньше, на нем образовалось почти 40 % мартенсита. Здесь также максимумам скорости образования α' -фазы отвечает прохождение деформационных фронтов через щуп магнитного датчика. С началом участка III_d, как и в состоянии 1, скорость превращения резко уменьшается до нуля. Синхронность между максимумами скоростей $\gamma \rightarrow \alpha'$ и временами прохождения деформационных фронтов нарушается, а количество мартенсита, достигнув 60 %, далее не меняется (рис. 4, б и рис. 2). Следует отметить, что в состоянии 2 на участке III_d движения деформационных фронтов не происходит, скачки напряжения отсутствуют, диа-

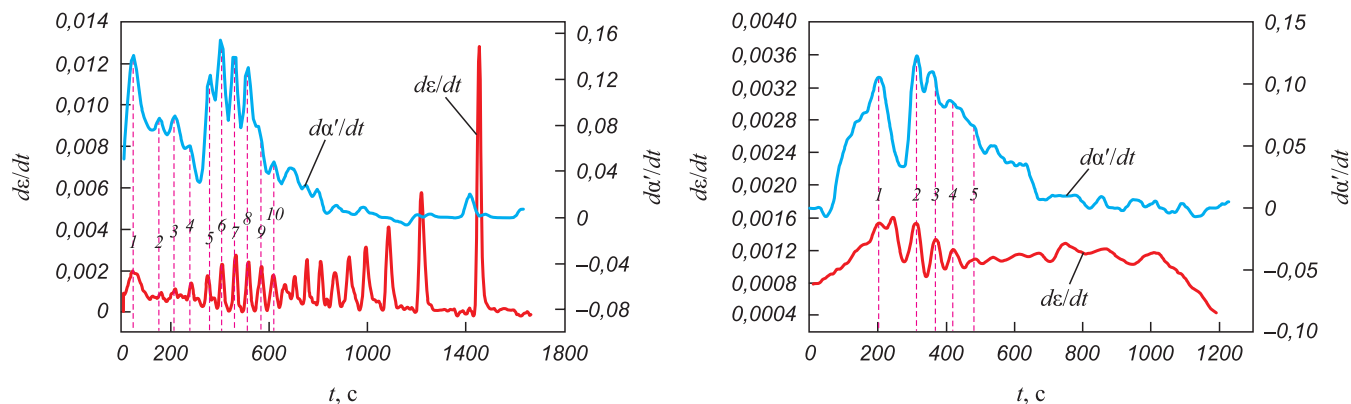


Рис. 4. Скорости накопления локальной деформации $d\varepsilon/dt$ и мартенсита $d\alpha'/dt$ в точке контакта датчика магнитных измерений: а – состояние 1; б – состояние 2

Fig. 4. Accumulation rates of local deformation $d\varepsilon/dt$ and martensite $d\alpha'/dt$ at contact point of the magnetic measurement sensor: а – state 1; б – state 2

грамма $\sigma(\epsilon)$ остается гладкой вплоть до разрушения (рис. 1, б и рис. 3, б).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Термоупругое мартенситное превращение в исследуемой TRIP-стали может реализовываться на протяжении всего процесса деформирования от предела текучести и до разрушения. Однако последовательность макроскопических проявлений и полнота протекания этого процесса зависят от многих внешних факторов. Например, авторы работы [10] показали, что $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение в стали ВНС9-Ш никогда не проходит до конца. Чем больше скорость деформирования и чем выше температура испытания, тем больше остается «стабильного» по терминологии авторов аустенита. При комнатной температуре и скорости растяжения примерно 10^{-4} с^{-1} его сохраняется около 70 %. Эти данные согласуются с результатами, полученными в настоящей работе.

Обычно утверждается, что термоупругое превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ в TRIP-сталях в основном реализуется путем формирования ПЧЛ [7; 10], а затем продолжается в виде эффекта Портевена–Ле Шателье [7; 10; 17]. Результаты настоящей работы в целом соответствуют данной концепции. Однако в предшествующей работе [18] показано, что при высоком уровне наклепа метастабильного аустенита превращение может полностью завершиться путем формирования ПЧЛ на площадке текучести. Дальнейшее деформирование происходит без участия фазового превращения.

По результатам настоящей работы (ВНС9-Ш в состоянии 1, низкий предел текучести) установлено, что после деформации Людерса фазовое превращение действительно продолжается путем формирования и распространения полос ПЛШ, но только пока происходит рост коэффициента деформационного упрочнения. После перехода к участку деформационной кривой с убывающим коэффициентом упрочнения превращение затухает и на участке скачкообразной деформации вообще прекращается. Наблюдаемая далее прерывистая текучесть не связана с фазовым превращением и объясняется, по-видимому, как в стабильных аустенитных сталях, двойникованием [19]. Когда исследуемая сталь находилась в состоянии 2 (высокий предел текучести), фазовое превращение также происходило путем формирования и ПЧЛ, и полос ПЛШ. Однако последние наблюдались только на участке диаграммы нагружения с возрастающим коэффициентом упрочнения. В дальнейшем деформация развивалась монотонно.

Как указывалось в работах [18; 20], кинетика деформационных фронтов в материалах с деформационно-индуцированным фазовым превращением может быть описана с помощью автоволновой теории [21; 22]. Фронты ПЧЛ в данной концепции представляют собой автоволны переключения локализованной пластич-

ности. Автоволны переключения проходят по нагружаемому объекту однократно и переводят его из упруго напряженного в пластически деформированное состояние. Эти автоволны формируются в средах с бистабильными активными элементами, то есть с релаксаторами, которые могут срабатывать однократно.

Деформируемое тело может представлять собой среду с возбудимыми активными элементами, которые (в отличие от бистабильных) за счет внешнего воздействия по прошествии времени рефрактерности способны вновь перейти в состояние возбуждения и опять релаксировать. В этом случае формируются автоволны возбуждения локализованной пластичности, которые способны проходить по деформируемому объекту многократно. Таковыми являются фронты полос ПЛШ.

В рамках автоволновой теории полученные результаты можно трактовать следующим образом. На *pseudo-plateau* формируется несколько ПЧЛ, подвижные границы которых представляют собой автоволны переключения. Эти автоволны частично переводят материал из метастабильного аустенитного состояния в стабильное мартенситное. В областях зарождения и аннигиляции автоволн состояние материала изменилось кардинально, поэтому образец оказался разбит на отдельные относительно обособленные участки. Особенностью термоупругого фазового превращения является то, что оно самоблокируется за счет действия внутренних напряжений, но при последующем росте внешних напряжений может продолжиться. Поэтому области зарождения и аннигиляции первичных автоволн, где состояние материала наиболее искажено, становятся источниками новых фронтов фазового превращения, то есть вторичных автоволн возбуждения. Эти волны распространяются в пределах образовавшихся обособленных участков, не переходя их границ. Данный процесс многократно повторяется, пока имеется способный к превращению аустенит. Как показывают магнитные измерения, $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение прекращается, когда начинается участок III_d . В это же время перестают играть роль границы обособленных участков и деформационные фронты свободно проходят через все сечение образца. Такие фронты тоже представляют собой автоволны возбуждения, но физическая природа у них другая. Они отражают не эстафетное фазовое превращение, а сдвиговые процессы, по-видимому, двойникового характера.

Выводы

Пластическая деформация TRIP-стали ВНС9-Ш может протекать локализованно на всем протяжении деформационной кривой от предела текучести до разрушения. Вначале происходит зарождение и распространение автоволн переключения локализованной пластичности, которые обусловлены деформационно-индуцированным превращением метастабильного

аустенита в α' -мартенсит. Превращение продолжается путем распространения автоволн возбуждения локализованной пластичности между границами, заданными первичными автоволнами переключения. После исчерпания способного к превращению аустенита деформация стали происходит по дислокационному или двойниковому механизмам.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кинетика деформации Людерса как автоволнового процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(4):261–267. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>
Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Kinetics of Lüders deformation as an autowave process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(4):261–267. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>
2. Фридель Ж. *Дислокации*. Москва: Мир; 1967:626.
Friedel J. *Dislocations*. Pergamon, London; Addison-Wesley; 1964.
3. Hall E.O. *Yield Point Phenomena in Metals and Alloys*. N.Y.: Plenum Press; 1970:296.
4. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer; 2013:634.
5. Show J.A., Kyriakides S. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in NiTi alloy. *Acta Materialia*. 1997;45(2):683–700. [http://doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00189-9](http://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00189-9)
6. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science*. 2005; 50(5):511–678. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001>
7. Luo H.W., Dong H., Huang M.X. Effect of intercritical annealing on the Lüders strains of medium Mn transformation-induced plasticity steels. *Materials & Design*. 2015;83: 42–48. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.085>
8. Wang X.G., Liu C.H., He B.B., Jiang C., Huang M.X. Microscopic strain partitioning in Lüders band of an ultra-fine-grained medium Mn steel. *Materials Science and Engineering A*. 2019;761:138050. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138050>
9. Terent'ev V.F., Slizov A.K., Sirotinkin V.P., Prosvirnin D.V., Kobeleva L.I., Eliseev E.A., Rybal'chenko O.V., Ashmarin A.A. Effect of the removal of the surface layer of a TRIP steel sheet on its phase composition after static tension at various strain rates. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016;(1): 34–38. <https://doi.org/10.1134/S0036029516010122>
10. Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Блинова Е.Н., Титов Д.Д., Блинов В.М., Слизов А.К., Севальнева Т.Г. Исследование зависимости механических свойств и структуры трип-стали ВНС9-Ш от температуры отпуска. *Деформация и разрушение материалов*. 2018;(6):20–25.
Terent'ev V.F., Ashmarin A.A., Blinova E.N., Titov D.D., Blinov V.M., Slizov A.K., Seval'neva T.G. Mechanical properties and structure of a VNS9-Sh steel as functions of the tempering temperature. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2019; 2019(4):403–408. <https://doi.org/10.1134/S0036029519040293>
11. Tilak Kumar J.V., Sudha J., Padmanabhan K.A., Frolova A.V., Stolyarov V.V. Influence of strain rate and strain at temperature on TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;777:139046. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139046>
12. Cai Z.H., Ding H., Misra R.D.K., Ying Z.Y. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content. *Acta Materialia*. 2015;84:229–236. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.052>
13. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;795:140023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
14. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Данилова Л.В., Горбатенко В.В. Деформируемый материал как нелинейная активная среда. *Известия вузов. Физика*. 2022;65(2):89–97. <http://dx.doi.org/10.17223/00213411/65/2/89>
Zuev L.B., Danilov V.I., Danilova L.V., Gorbatenko V.V. Deformable material as a nonlinear active medium. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2022;65(2):89–97. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.17223/00213411/65/2/89>
15. Sutton M.A. Digital image correlation for shape and deformation measurements. In: *Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics*. Springer Handbooks. Sharpe W. ed. Springer: Boston, MA; 2008:565–600. https://doi.org/10.1007/978-0-387-30877-7_20
16. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*. 2008;57(29):4535–4539. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00358-6](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00358-6)
17. Callahan M., Hubert O., Hild F., Perlade A., Schmitt J.-H. Coincidence of strain-induced TRIP and propagative PLC bands in medium Mn steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;704:391–400. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.042>
18. Orlova D.V., Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. The effect of preliminary thermomechanical processing on the kinetics of localized plasticity autowaves in TRIP steel. *Metals*. 2020;10(11):1494. <https://doi.org/10.3390/met10111494>
19. Karaman I., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Yu.I. Competing mechanisms and modeling of deformation in austenitic stainless steel single crystals with and without nitrogen. *Acta Materialia*. 2001;49(19):3919–3933. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00296-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00296-8)
20. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Автоволны переключения в материалах с дислокационным и мартенситным механизмами пластичности. *Известия вузов. Физика*. 2020;63(6(750)):37–42. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02121-4>
Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Switching autowaves in materials with dislocations and martensitic transformations. *Russian Physics Journal*. 2020;63:940–946. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02121-4>
21. Krinsky V.I. *Self-Organization: Autowaves and Structures Far from Equilibrium*. Berlin: Springer-Verlag; 1984:270.
22. Лоскутов А.Ю., Михайлов А.С. *Основы теории сложных систем*. Москва-Ижевск: ИКИ; 2007:612.

Сведения об авторах

Владимир Иванович Данилов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-5741-7574

E-mail: dvi@ispms.ru

Дина Владимировна Орлова, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Вадим Владимирович Горбатенко, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-6464-6159

E-mail: gvv@ispms.ru

Лидия Владиславовна Данилова, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4124-0516

E-mail: dlv@ispms.ru

Information about the Authors

Vladimir I. Danilov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-5741-7574

E-mail: dvi@ispms.ru

Dina V. Orlova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Vadim V. Gorbatenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-6464-6159

E-mail: gvv@ispms.ru

Lidiya V. Danilova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Junior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4124-0516

E-mail: dlv@ispms.ru

Вклад авторов

В. И. Данилов – идея работы, научное руководство, написание окончательного варианта рукописи.

Д. В. Орлова – анализ и обсуждение экспериментальных результатов, написание первичного варианта рукописи.

В. В. Горбатенко – проведение механических испытаний и регистрация эволюции картин локализованной пластичности, анализ и обсуждение хронограмм.

Л. В. Данилова – математическая обработка экспериментальных данных, построение и анализ корреляционных зависимостей.

Contribution of the Authors

V. I. Danilov – formation of the main concept of the article, revising and writing final version of the manuscript.

D. V. Orlova – analysis and discussion of experimental results, writing the draft version of the manuscript.

V. V. Gorbatenko – carrying out mechanical tests and registration of the evolution of patterns of localized plasticity, analysis and discussion of chronograms.

L. V. Danilova – mathematical processing of experimental data, construction and analysis of correlation dependencies.

Поступила в редакцию 30.01.2023

После доработки 12.06.2023

Принята к публикации 09.10.2023

Received 30.01.2023

Revised 12.06.2023

Accepted 09.10.2023