

УДК 669.14.018.26:621.787

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА РАСТЯЖЕНИЕ НА ТЕКСТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В α - И γ -ФАЗАХ СТАЛИ ВНС9-Ш¹

©2023 г. И.О. Банных^{1*}, А.А. Ашмарин^{1*}, С.Я. Бецофен^{2*}, Е.И. Лукин^{1*}, Г.С. Севальнев^{3*}, Е.В. Блинов^{1*}, А.А. Александров^{1*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

^{2*}ФГБОУ ВО Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва

E-mail: s.betsofen@gmail.com

^{3*}ФГУП Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов НИЦ «Курчатовский институт», Москва

Поступила в редакцию 17 апреля 2023 г.

После доработки 12 мая 2023 г. принята к публикации 07 июня 2023 г.

Рентгеноструктурными методами исследовали влияние степени деформации при испытании растяжением на фазовый состав, текстуру и напряженное состояние α - и γ -фаз сплава ВНС9-Ш. Показано, что в процессе испытания до разрушения количество α -фазы увеличивается на поверхности от 75 до 91% и от 45—50 до ~70% в подповерхностных слоях. Для оценки склонности двухфазных сталей к трип-эффекту предложен параметр метастабильности аустенита в виде относительной доли распавшегося аустенита на отдельных этапах деформации растяжением. Установлено, что в исходной ленте стали толщиной 0,3 мм в результате положительного объемного эффекта превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ в аустените формируются сжимающие напряжения, достигающие на поверхности величины –1000 МПа, в отличие от растягивающих напряжений в мартенсите. Их наличие связывают с нагревами металла, охлаждение которого приводит к растягивающим напряжениям в мартенсите из-за его значительно более низкой по сравнению с аустенитом величины ТКЛР (температурный коэффициент линейного расширения).

Ключевые слова: трип-сталь ВНС9-Ш; превращение $\gamma \rightarrow \alpha$; текстура; количественный фазовый анализ; остаточные напряжения.

Важную роль в характеристиках трип-сталей играют остаточные сжимающие напряжения, формирующиеся в них в результате положительного объемного эффекта превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ [1, 2]. Исследованию процессов формирования остаточных напряжений препятствуют методические проблемы их измерения, связанные с гетерогенностью фазового состава и напряженного состояния в трип-сталях. Решению этих проблем способствует методика измерения остаточных напряжений для гетерогенных материалов, основанная на использовании анизотропии упругих модулей γ - и α -фаз [3—5], что позволяет оценивать реальное распределение

остаточных напряжений в тонколистовой трип-стали. В методике используется симметричная геометрия рентгеновской съемки, что отличает ее от стандартного метода дифракционной тензометрии $\sin^2\psi$, в котором рассматривается несимметричная съемка. Для последней свойственно изменение с углом поворота ψ глубины проникновения рентгеновского пучка, что делает невозможным его применение для таких высокоградиентных материалов, как трип-стали.

Важную роль в уникальных свойствах трип-сталей играет кристаллографическая текстура [6, 7], поскольку обнаружено, что при их прокатке формируется высокоградиентная структура, которая характеризуется значительно более интенсивным распадом аустенита в тонком поверхностном слое [8].

¹Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00330).

Известно, что поверхностные слои катаных листов характеризуются специфическими компонентами текстуры, которыми можно эффективно управлять, варьируя параметрами прокатки и прежде всего величиной обжатия за проход. С учетом этого результаты исследования закономерностей процессов формирования текстуры в α - и γ -фазах в процессах горячей и холодной прокатки и термической обработки [9—11] могут способствовать разработке эффективных способов управления структурой и свойствами трип-сталей.

В то же время важнейшее значение для понимания поведения трип-сталей в условиях эксплуатации имеет изучение особенностей формирования структуры и напряженного состояния в условиях нагружения. В связи с этим в настоящей работе при испытании на растяжение исследовали влияние степени деформации на фазовый состав, текстуру и остаточные напряжения в трип-стали ВНС9-Ш.

Материалы и экспериментальные методы. Исследовали образцы холоднокатаной ленты толщиной ~0,3 мм из аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш (23X15Н5АМ3-Ш), имеющей следующий химический состав, мас. %: С 0,24; Cr 15,5; Ni 4,5—5,6; Mo 2,9; Mn \leq 1,0; Si \leq 0,6; N 0,03—0,07; S \leq 0,01; P \leq 0,015; Fe — основа. Лента получена холодной прокаткой горячекатаного подката за несколько проходов с промежуточной термической обработкой.

Количественные исследования фазового состава, текстуры и остаточных напряжений проводили на рентгеновском дифрактометре UltimaIV (фирма «Ригаку», Япония) в CuK_α -излучении. Текстуру γ - и α -фаз оценивали методом обратных полюсных фигур (ОПФ). Полюсные плотности (hkl) рефлексов ($P_{hkl}^{(\alpha)}$) находили в виде отношений экспериментальных интенсивностей рефлексов γ - и α -фаз ($I_{hkl}^{(\alpha)}$) к теоретическим интенсивностям соответствующих рефлексов ($R_{hkl}^{(\alpha)}$):

$$P_{hkl}^{(\alpha)} = I_{hkl}^{(\alpha)} / R_{hkl}^{(\alpha)}.$$

Количественный фазовый анализ трип-сталей реализуют с использованием дифракционных методов, включающих рентгеноструктурный анализ [12—16], высокоэнергетическое синхротронное излучение [17—19] и метод дифракции нейтронов [20, 21]. Во

всех случаях текстурный эффект учитывают с помощью усреднения полюсных плотностей разных рефлексов обеих фаз [22], используя следующее соотношение:

$$f_\gamma = \frac{\frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{hkl}^\gamma}{R_{hkl}^\gamma}}{\left(\frac{1}{m} \sum_1^m \frac{I_{hkl}^\alpha}{R_{hkl}^\alpha} + \frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{hkl}^\gamma}{R_{hkl}^\gamma} \right)} 100, \quad (1)$$

где n, m — число пиков (hkl) соответственно γ - и α -фаз.

В расчетах по формуле (1) обычно используют два-четыре рефлекса каждой из фаз. Мы использовали по четыре рефлекса аустенита ((111), (200), (220), (331)) и мартенсита ((110), (200), (211), (310)).

В дифракционной тензометрии широко применяют метод $\sin^2\psi$ при использовании как рентгеновского [23, 24], так и нейтронного [25—27] излучений. В методе $\sin^2\psi$ измеряют межплоскостные расстояния для рефлекса (hkl) при нескольких значениях угла ψ и определяют величину $\sigma_{\text{ост}}$ из наклона экспериментальной зависимости параметра решетки от $\sin^2\psi$.

Проблемы возникают при наличии градиента параметров решетки по глубине образца, не связанных с напряжениями, поскольку информационная глубина при наклонном падении пучка меньше, чем при симметричном. Поэтому градиент параметров решетки по глубине образца будет приводить к существенным ошибкам измерения остаточных напряжений методом $\sin^2\psi$. Эти проблемы могут быть решены при использовании метода симметричной съемки, предложенного в [3—5], который позволил разделить эффекты остаточных напряжений и градиента параметров решетки на основе использования особенностей упругой анизотропии кристаллов. Величину остаточных напряжений в этом методе можно найти из соотношения:

$$\sigma_{\text{ост}} = \frac{a_{h_1k_1l_1} - a_{h_2k_2l_2}}{2(a_{h_2k_2l_2} K_{h_1k_1l_1} - a_{h_1k_1l_1} K_{h_2k_2l_2})}, \quad (2)$$

где $K_{hkl} = -S_{11} - (S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2}S_{44})(h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2)/(h^2 + k^2 + l^2)$ — константа упругости; S_{11}, S_{12}, S_{44} — монокристалльные константы податливости.

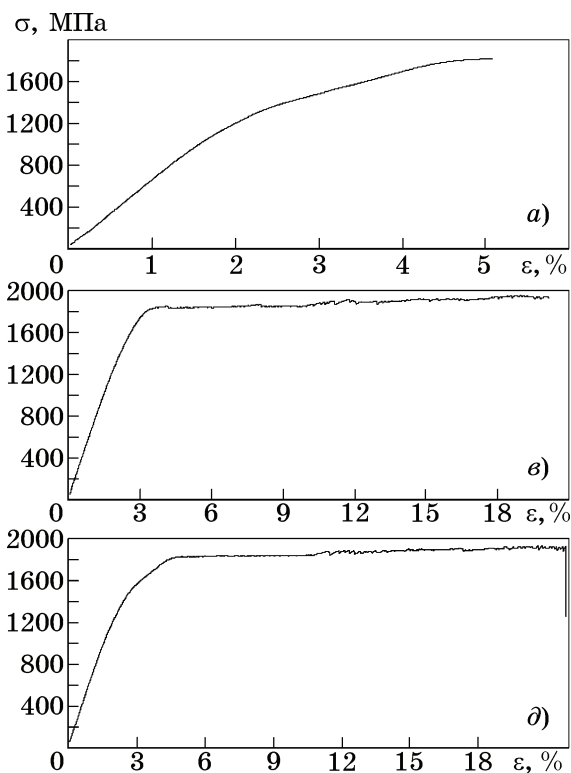
Точность оценки остаточных напряжений предлагаемым методом зависит от величины упругой анизотропии данного металла. Упругая анизотропия железа одна из самых выраженных из всех конструкционных материалов, она значительно выше, чем у многих металлов (Al, Ti, Zr, Mg, Ta, Mo, Nb), находится на таком же уровне, как анизотропия никеля, немного уступает меди и значительно уступает только анизотропии цинка.

Результаты экспериментов и их обсуждение. В табл. 1 приведены результаты механических испытаний на растяжение образцов из ленты толщиной 0,3 мм трип-стали ВНС9-Ш. Один образец был доведен до разрушения, а испытания остальных образцов

Таблица 1

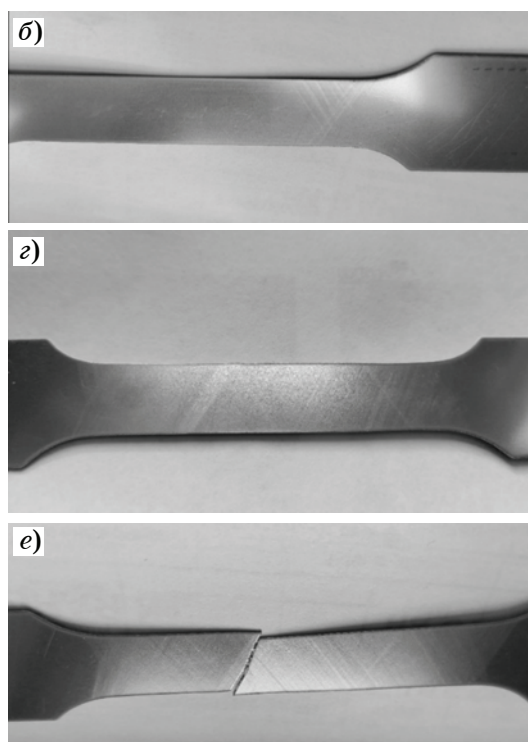
Относительная доля распавшегося аустенита при деформации растяжением от 10% (A_{10}) и до разрушения (A_p) на разном расстоянии h от поверхности образца

h , мкм	A_{10}	A_{17}	A_{20}	A_p
0	0,18	0,06	0,43	0,64
5	0,16	0,25	0,42	0,57
15	0,31	0,32	0,51	0,53
25	0,22	0,27	0,46	0,54



прерывали при номинальной установленной деформации 5, 10, 17 и 20%. На данном этапе исследований интерес представляли только относительные изменения фазового состава, текстуры и остаточных напряжений в γ - и α -фазах трип-стали, поэтому мы ограничились минимальным числом образцов. Тем не менее следует отметить значительный разброс пределов текучести, значения которых составили от 1160 до 1580 МПа.

На фиг. 1 приведены диаграммы σ - ε и фотографии образцов после испытания до степени деформации $\varepsilon = 5, 17$ и 22% (до разрушения образца). На поверхности всех деформированных образцов видны полосы сдвига под углом 45° к направлению нагружения. При степени деформации 5% полосы сдвига локализованы, что свидетельствует о том, что пластическая деформация происходит неравномерно, но при этом локализация деформации не сопровождается образованием шейки, как при обычном механизме деформации дислокационным скольжением, и в нашем случае разрушение развивается практически без шейки, что похоже на эффект «бегающей шейки», сопровождающий эффект сверхпластичности. Однако это только внешнее сходство, механизмы процессов разные. В случае сверхпластичности пе-



Фиг. 1. Кривая деформации при растяжении стали ВНС9-Ш (a, b, c, d — функции $\sigma(\varepsilon)$) и следы деформации на поверхности образца (b, c, d) после испытания: a, b — $\varepsilon = 5\%$; b, c — $\varepsilon = 20\%$; c, d — $\varepsilon = 22\%$ (разрушение)

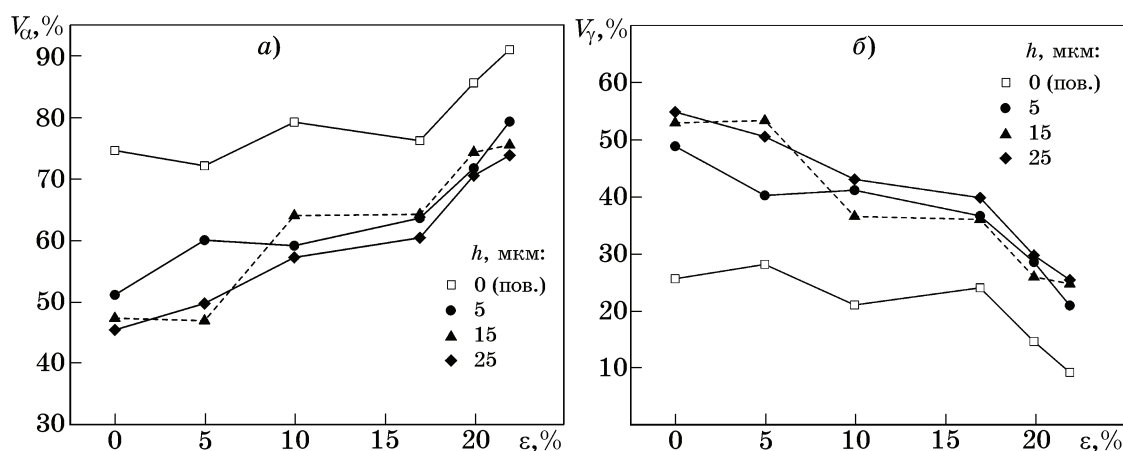
ремещение шейки обусловлено тем, что уменьшение площади поперечного сечения компенсируется интенсивным деформационным упрочнением. В случае трип-сталей возможны две причины высокой пластичности. Во-первых, превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ идет с увеличением объема, которое компенсирует уменьшение площади поперечного сечения, а во-вторых, сдвиговая деформация при превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ ограничена, как в случае двойникования, поэтому превращение вынужденно распространяется в образце, поскольку обратное превращение требует сжимающих напряжений.

Обычно принято оценивать устойчивость аустенита в трип-сталях в терминах его стабильности против атермического α' -мартенситного превращения, однако применительно к трип-сталям более обоснованно оценивать стабильность аустенита параметром M_{d30} [28], который определяет стабильность аустенита относительно инициированного деформацией α' -мартенситного превращения (температурой, при которой образуется 50% α' -мартенсита при 30% деформации растяжением). Этот показатель по неясным причинам не использовали применительно к трип-сталям.

Мы предлагаем использовать этот параметр в несколько скорректированном виде, поскольку параметр M_{d30} непосредственно предназначен для аустенитных сталей. Однако для трип-сталей, в которых количество аустенита может составлять 10–80%, применение этого параметра возможно только после корректировки. Мы предлагаем специально для трип-сталей, а также для других двухфазных сталей ввести параметр, который характеризует долю распавшегося

аустенита при комнатной температуре (для трип-сталей интересна в основном комнатная температура или любая другая температура, при которой эксплуатируется данное изделие). Этот параметр метастабильности аустенита меняется от нуля (деформационно стабильный аустенит) до единицы (полностью метастабильный аустенит).

На фиг. 2 приведены зависимости от степени деформации количества α - (а) и γ - (б) фаз на разных расстояниях от поверхности образцов на растяжение лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-Ш. Увеличение на поверхности образцов количества α -фазы (фиг. 2, а) от 75 до 91% при степени деформации растяжением до разрушения — результат превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. В подповерхностных слоях при аналогичном росте степени деформации количество α -фазы увеличивается от 45–50 до ~70%. Данные, приведенные на фиг. 2, позволяют оценить указанный выше параметр метастабильности аустенита в виде относительной доли распавшегося аустенита на отдельных этапах деформации растяжением. Величины таких долей распавшегося аустенита приведены в табл. 1 для четырех этапов деформации, соответствующих номинальной деформации 10, 17, 20% и разрушению, они обозначены соответственно как A_{10} , A_{17} , A_{20} и A_p . Видно, что с увеличением степени деформации значения этого показателя возрастают, а их разброс по сечению образца снижается. Представляется, что в качестве критерия метастабильности аустенита в трип-сталях целесообразно использовать отношение количества распавшегося аустенита в момент разрушения к его исходному значению.



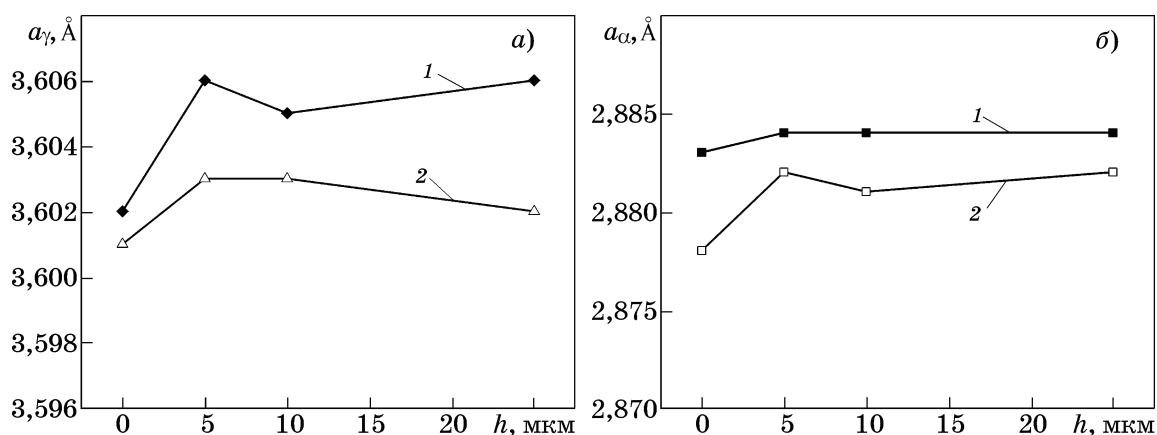
Фиг. 2. Зависимость от степени деформации ϵ количества α - (а) и γ - (б) фаз на разных расстояниях h от поверхности (пов.) образцов на растяжение из лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-Ш

Необходимо отметить, что для корреляционных соотношений с прочностными свойствами, когда важна не только доля распавшегося аустенита, но и его абсолютная величина, параметр метастабильности необходимо скорректировать таким образом, чтобы учитывалась не только относительная, но и абсолютная величина этой доли. Таким образом, мы предполагаем использовать параметр метастабильности при растяжении для количественной оценки функциональных характеристик трип-сталей разного состава и после разных видов обработки. Если удастся выявить надежные корреляции этого параметра со служебными свойствами трип-сталей, то этот параметр можно будет использовать для прогнозирования поведения существующих трип-сталей, а в случае, если будут найдены корреляции с составом, то и для поиска состава новых трип-сталей с более высоким комплексом свойств. В работе [2] предложена методика оценки объемного эффекта превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ для азотистых аустенитных сталей, которую после корректировки можно использовать для трип-сталей и на этой основе оценить влияние основных легирующих элементов на величину объемного эффекта превращения и соответственно на величину сжимающих напряжений, которые определяют способность к торможению усталостной трещины и пластичность трип-сталей.

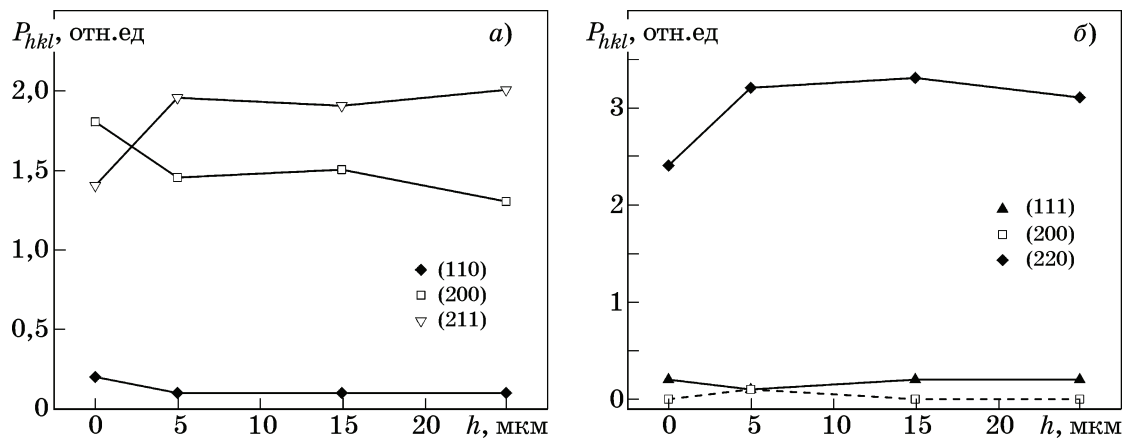
Важный результат получен при сопоставлении периодов решеток α - и γ -фаз в разных сечениях образцов в исходном состоянии и после 10% деформации (фиг. 3). Для обеих фаз характерно, что в поверхностных

слоях периоды их решеток меньше, чем в подповерхностных. Также заметно уменьшение периодов решеток после 10% деформации. Оба эти эффекта можно объяснить тем, что снижение периодов решеток связано с уменьшением количества аустенита. Количество аустенита на поверхности (25%) значительно ниже, чем в подповерхностных слоях (48—55%), деформация также приводит к распаду аустенита (см. фиг. 2). Однако уменьшение количества аустенита не обязательно приводит к снижению периодов решетки, поскольку на период решетки аустенита в основном влияют такие элементы внедрения, как углерод и азот, а из элементов замещения только марганец. Все эти элементы увеличивают период решетки аустенита, поэтому, если количество аустенита уменьшается, концентрация этих элементов повышается и период решетки также должен увеличиться. Уменьшение периода свидетельствует о выделении фаз внедрения. Так, уменьшение периода решетки мартенсита может быть обусловлено снижением концентрации в нем хрома из-за снижения его концентрации при увеличении доли мартенсита, поскольку хром увеличивает период решетки мартенсита. Таким образом, при распаде аустенита выделяются фазы внедрения, которые вносят определенный вклад в высокую прочность трип-сталей.

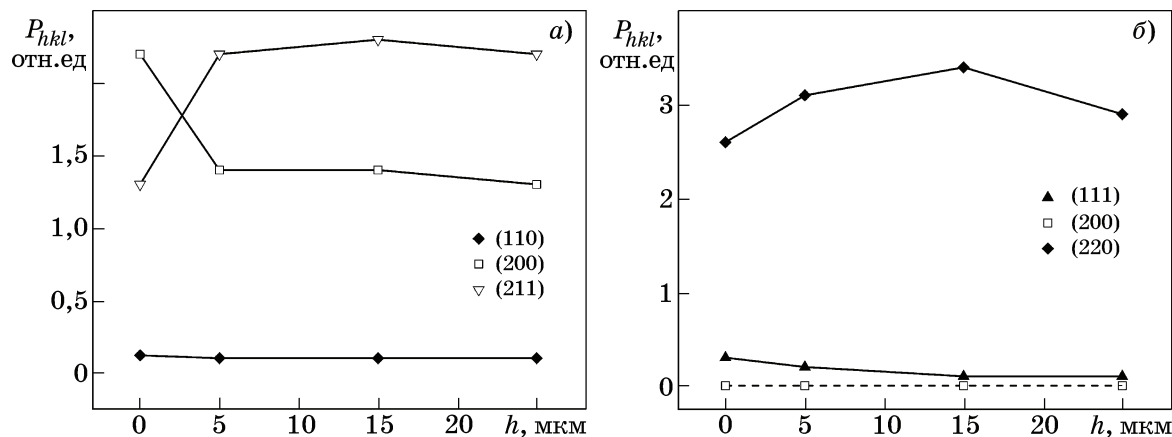
На фиг. 4—7 приведены результаты исследования текстур α - и γ -фаз на поверхности и в подповерхностных слоях образцов. Данные об изменении текстуры для исходного материала и после деформации до разрушения приведены соответственно на фиг. 4



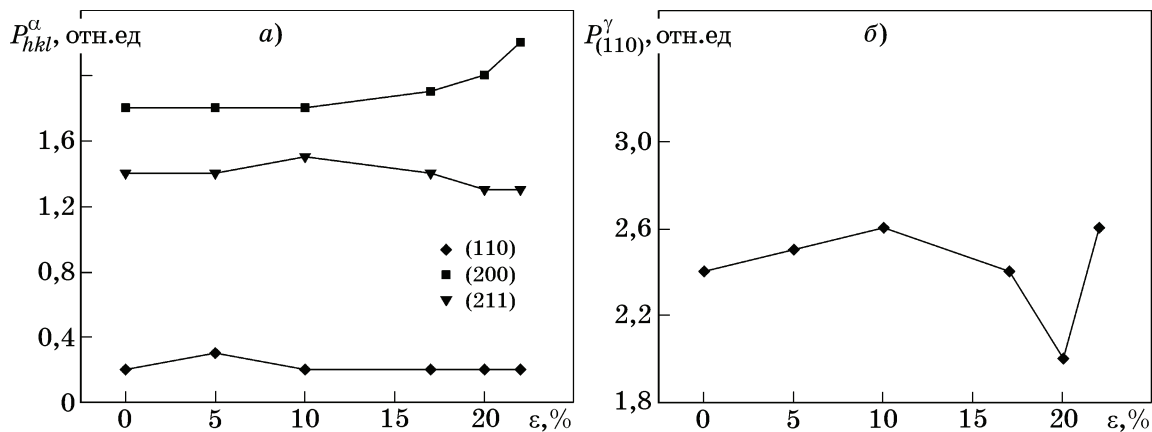
Фиг. 3. Изменение периодов решеток γ - (а) и α - (б) фаз в зависимости от расстояния h от поверхности образцов холоднокатаных лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-III в исходном состоянии (1) и после деформации $\varepsilon = 10\%$ (2)



Фиг. 4. Зависимость полюсных плотностей (hkl) рефлексов α - (а) и γ - (б) фаз от расстояния h от поверхности образцов холоднокатанных лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-III



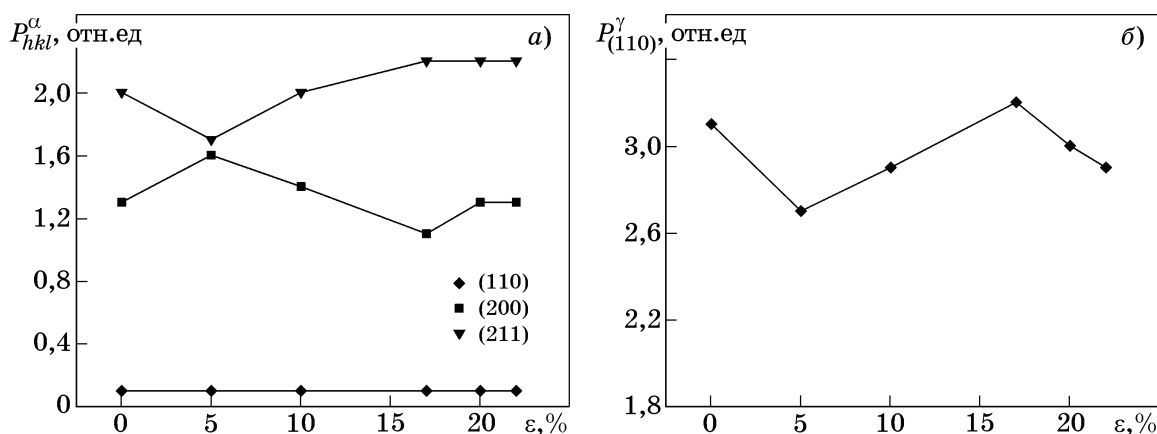
Фиг. 5. Изменение полюсных плотностей (hkl) рефлексов α - (а) и γ - (б) фаз в зависимости от расстояния h от поверхности образцов холоднокатанных лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-III после их деформации растяжением до разрушения ($\epsilon = 22\%$)



Фиг. 6. Влияние степени деформации при растяжении образцов холоднокатанных лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-III на полюсную плотность (hkl) рефлексов α - (а) и γ - (б) фаз на поверхности образцов

и 5. Результаты текстурных исследований после деформации до разрушения (см. фиг. 5) почти не отличаются от результатов для исходного материала (см. фиг. 4). Во всех случаях присутствуют компоненты текстуры прокатки ГЦК γ -фазы (фиг. 4, б и 5, б) и ОЦК α -фазы (фиг. 4, а и 5, а). В обоих случаях компонент текстуры α -фазы $\{211\}\langle 110\rangle$

доминирует над $\{001\}\langle 110\rangle$ в подповерхностных слоях, но уступает ему на поверхности. Различаются они только тем, что для разрушенного образца разница между компонентами текстуры α -фазы после разрушения (см. фиг. 5, а) как на поверхности, так и в подповерхностных слоях превышает эту разницу для исходного материала (см. фиг. 4, а).



Фиг. 7. Полюсные плотности (hkl) рефлексов α - (а) и γ - (б) фаз на расстоянии 25 мкм от поверхности образцов холоднокатанных лент толщиной 0,3 мм стали ВНС9-Ш в зависимости от степени их деформации при растяжении

Объяснить это можно тем, что для поверхностного слоя переориентировка зерен при сдвиговой деформации в условиях растяжения отличается от таковой в условиях прокатки.

На фиг. 6 и 7 приведены зависимости тех же полюсных плотностей для α - и γ -фаз, что и на фиг. 4 и 5, но в зависимости не от расстояния от поверхности, а от степени деформации при растяжении. Приведенные данные позволяют интерпретировать особенности текстурных изменений в α - и γ -фазах в процессе деформации растяжением. Изменения текстуры могут быть связаны непосредственно со сдвиговыми деформациями при растяжении, а также быть результатом фазовых превращений. Тем не менее деформация растяжением в значительной степени совпадает с деформацией при прокатке, тем более что эта деформация не превышает 20%. Поэтому основные текстурные изменения происходят в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, которое затрагивает до 15—20% аустенита, приводя в большинстве случаев к заметным изменениям текстуры (компоненты текстуры, связанные с фазовыми превращениями, отличаются от компонентов текстуры прокатки).

Тем не менее интерпретация текстурных изменений при испытании растяжением трип-сталей требует анализа таких вопросов, как предпочтительность ориентаций распадающихся зерен γ -фазы, ориентационные соотношения при превращении $\gamma \rightarrow \alpha$, а также возможность избирательного характера реализации разных вариантов превращения (так называемый «отбор» вариантов). Известно, что текстура сталей формируется при ре-

ализации процессов горячей и холодной деформации, статической и динамической рекристаллизации, а также в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ [9, 10]. В последнем случае анализируют текстуры превращения ОЦК α -фазы из различных текстур прокатки ГЦК γ -фазы на основе ориентационных соотношений Курдюмова—Закса (табл. 2).

Таблица 2

Ориентировки текстур превращения α -фазы из типичных текстур прокатки ГЦК металлов

Исходная текстура прокатки ГЦК фазы	Основные компоненты текстуры превращения ОЦК фазы
{112}<111> (текстура меди)	{112}<110> {113}<110> {201}<102> {110}<110>
{110}<112> (текстура латуни)	{332}<113> {111}<112> {100}<011>

В нашем случае ситуация упрощается, поскольку текстура γ -фазы — это текстура латуни {110}<112>, а компонент текстуры меди отсутствует (см. фиг. 4, б). Поэтому компонент текстуры α -фазы (211) — это компонент текстуры прокатки, а не текстуры превращения. Наиболее заметные текстурные изменения происходят в аустените (см. фиг. 6, б и 7, б), что свидетельствует об ориентационной избирательности распада аустенита. По этому поводу можно отметить две явные закономерности в такой избирательности. Во-первых, полюсная плотность текстуры латуни в поверхностном слое заметно ниже, чем в подповерхностных слоях, что

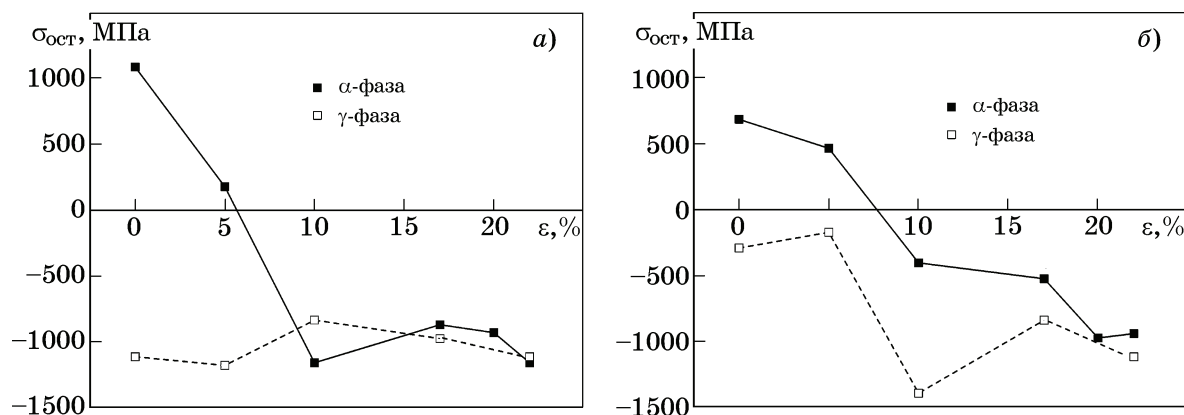
свидетельствует о предпочтительности распада зерен основного текстурного компонента аустенита перед зернами бестекстурной фракции. Это естественно, поскольку зерна текстурного компонента наиболее активно участвуют в процессе деформации и они в первую очередь подвержены распаду.

Во-вторых, кубический компонент текстуры α -фазы (200) четко следует изменениям компонента текстуры латуни $\{110\}\langle 112 \rangle$ γ -фазы, что также естественно, поскольку, как это следует из табл. 2, кубический компонент наследует текстуру латуни. Таким образом, ослабление текстуры латуни, являющееся следствием преимущественного распада зерен с этой ориентировкой, приводит к увеличению доли кубических зерен (см. на фиг. 6, б от $\varepsilon = 10$ до $\varepsilon = 20\%$, а также на фиг. 7, б от $\varepsilon = 0$ до $\varepsilon = 5\%$ и от $\varepsilon = 15$ до $\varepsilon = 22\%$). В то же время усиление текстуры латуни, которое является следствием преимущественного распада зерен альтернативных ориентировок, приводит к ослаблению кубической текстуры, поскольку усиливаются доли зерен бестекстурной фракции (см. на фиг. 6, б от $\varepsilon = 0$ до $\varepsilon = 10\%$, а на фиг. 7, б от $\varepsilon = 0$ до $\varepsilon = 5\%$ и от $\varepsilon = 5$ до $\varepsilon = 15\%$).

Единственный случай несовпадения этой закономерности, когда усиление текстуры латуни на стадии предразрушения на поверхности образца на растяжение (см. на фиг. 6, б от $\varepsilon = 20$ до $\varepsilon = 22\%$) приводит к усилению кубической текстуры (см. фиг. 6, а). Это можно объяснить тем, что в поверхностном слое на этой стадии осталось менее 10% аустенита, а количественные соотношения между разыми ориентировками при этом носят случайный характер. В целом можно охарак-

теризовать процесс распада зерен аустенита как стадийный, определяющую роль в котором играют зерна основного текстурного компонента аустенита в связи с накопленным ими запасом внутренней энергии в процессе деформации. При этом на определенной стадии деформации при исчерпании наиболее активно участвующих в процессе формирования текстуры прокатки зерен в процесс включаются зерна бестекстурной фракции. В поверхностном слое (см. фиг. 6, б) стадия активизации бестекстурных зерен, которая характеризуется увеличением интенсивности текстуры латуни, соответствует начальной 10% деформации, а в подповерхностных слоях — интервалу деформаций 5—17% (см. фиг. 7, б).

Важный результат получен при исследовании остаточных напряжений в образцах после испытания. В исходной ленте толщиной 0,3 мм (фиг. 8) выявлены сжимающие напряжения в аустените и высокие растягивающие напряжения в мартенсите. По данным на фиг. 8, а они достигают на поверхности 1000 МПа, что можно объяснить следующим. Из-за более низкого значения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) мартенсита по сравнению с аустенитом [29] при любом термическом воздействии на трип-сталь при охлаждении более интенсивно сжимающийся аустенит приводит к растяжению мартенсита. В отличие от этого деформация при испытании на растяжение не сопровождается нагревом и положительный объемный эффект превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ приводит к формированию в мартенсите сжимающих напряжений уже после растяжения на 10% (см. фиг. 8), а при



Фиг. 8. Зависимость от степени деформации при растяжении образцов ленты толщиной 0,3 мм стали ВНС9-Ш значений остаточных напряжений в γ - и α -фазах на поверхности (а) и на расстоянии 15 мкм от поверхности (б) образца

разрушении эти напряжения могут превышать -1000 МПа. При этом напряжения в аустените практически не изменяются на поверхности (см. фиг. 8, а), где они были очень высокими (>1000 МПа). Видимо, это близко к предельному уровню упругих напряжений, однако для подповерхностных сечений, для которых напряжения в аустените ниже, чем на поверхности (см. фиг. 8, б), напряжения в аустените по мере увеличения степени деформации возрастают.

Этот результат позволяет сделать несколько практически важных выводов. Эффективное увеличение сжимающих напряжений при деформации растяжением по сравнению с холодной прокаткой, вероятно, связано с тем, что при прокатке происходит разогрев металла. Кроме того, применяемые промежуточные нагревы провоцируют формирование растягивающих напряжений в мартенсите. Деформация растяжением происходит при комнатной температуре и сопровождается увеличением объема в результате превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и, как следствие, формированием сжимающих напряжений. При этом достаточно сравнительно небольшой деформации, чтобы обеспечить гарантированный уровень сжимающих напряжений и соответственно гарантированный высокий уровень усталостных свойств. Существует несколько путей для реализации этого и самый простой — это обеспечить на финишных операциях прокатки минимальный нагрев металла при оптимизации дробности прокатки.

Выводы. 1. Рентгеноструктурными методами обратных полюсных фигур, количественного фазового анализа и измерения остаточных макронапряжений исследовали влияние степени деформации растяжением на фазовый состав, текстуру и напряженное состояние α - и γ -фаз в сплаве ВНС9-Ш. Использование специальной методики измерения остаточных напряжений, основанной на особенностях упругой анизотропии α - и γ -фаз, позволило выявить характер формирования остаточных напряжений в высокоградиентной стали ВНС9-Ш.

2. Показано, что в исходной ленте сплава толщиной 0,3 мм в аустените в результате положительного объемного эффекта фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ возникают сжимающие напряжения, достигающие на поверхности величины -1000 МПа.

3. Отмечено, что в противоположность аустениту в мартенсите формируются растягивающие напряжения, наличие которых связывают с тем, что сопровождающие процесс деформации нагревы провоцируют появление растягивающих напряжений в мартенсите при охлаждении в связи с его более низким по сравнению с аустенитом значением ТКЛР.

4. Исследования текстуры показали, что наиболее заметны ее изменения в аустените, что свидетельствует об ориентационной избирательности распада аустенита. Процесс распада зерен аустенита носит стадийный характер, определяющую роль в котором играют зерна основного текстурного компонента аустенита в связи с накопленным ими запасом внутренней энергии в процессе деформации.

5. В процессе испытания на растяжение количество α -фазы увеличивается на поверхности от 75 до 91% и от 45—50 до ~70% в подповерхностных слоях. На основании этих данных вводится параметр метастабильности аустенита в виде относительной доли распавшегося аустенита на разных этапах деформации растяжением, который можно использовать для сопоставления склонности сталей к трип-эффекту.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Бецофен, С.Я.* Фазовый состав и остаточные напряжения в поверхностных слоях трип-стали ВНС9-Ш / С.Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, В.Ф. Терентьев, И.А. Грушин, М.А. Лебедев // Деформация и разрушение материалов. 2020. №6. С.12—20.
2. *Банных, И.О.* Влияние легирования на величину объемного эффекта $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в высокоазотистых сталях / И.О. Банных, С.Я. Бецофен, И.А. Грушин, О.П. Черногорова // Деформация и разрушение материалов. 2020. №4. С.8—15.
3. *Ашмарин, А.А.* Остаточные напряжения в поверхностных слоях с градиентной структурой / А.А. Ашмарин, С.Я. Бецофен, А.А. Лозован, М.А. Лебедев // Деформация и разрушение материалов. 2022. №2. С.18—26.
4. *Бецофен, С.Я.* Формирование остаточных напряжений в сталях и титановых сплавах при ионном азотировании / С.Я. Бецофен, И.О. Банных, С.М. Сарычев // Металлы. 2006. №5. С.23—28.
5. *Бецофен, С.Я.* Исследование влияния текстуры и гетерогенности состава на измерение остаточных напряжений в ионно-плазменных покрытиях / С.Я. Бецофен, Л.М. Петров, А.А. Ильин, И.О. Банных, А.Н. Луценко // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2004. №1. С.39—45.
6. *Hou, Peijun.* Lean duplex TRIP steel : Role of ferrite in the texture development, plastic anisotropy, martensitic transformation kinetics, and stress partition-

- ing / Peijun Hou, Yuan Li, Dongchul Chae, Yang Ren, Ke An, Hahn Choo // *Materialia*. 2021. V.15. Art.100952.
7. *Ma, Dan-Dan*. Influences of initial microstructures on martensitic transformation and textures during cold rolling and tensile mechanical properties in high manganese TRIP steel / Dan-Dan Ma, Ping Yang, Xinfu Gu, Feng-E Cui // *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. V.829. Art.142147.
 8. *Бецофен, С.Я.* Влияние отпуска на фазовый состав и текстуру α - и γ -фаз трип-стали ВНС9-III / С.Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, В.Ф. Терентьев, И.А. Грушин, М.И. Гордеева, М.А. Лебедев // *Деформация и разрушение материалов*. 2021. №5. С.22—28.
 9. *Bleck, W.* Textures in steel sheets / W. Bleck, R. Grossterlinden, U. Lotter, C.-P. Relp // *Mater. Technol.* 1991. №12. P.580—586.
 10. *Бецофен, С.Я.* Текстура и анизотропия пластического течения низкоуглеродистых сталей для глубокой вытяжки / С.Я. Бецофен, В.И. Славов, В.Н. Мацнев, О.С. Костыкова // *Металлы*. 2004. №5. С.93—98.
 11. *Petrov, R.* Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique / R. Petrov, L. Kestens, A. Wasilkowska, Y. Houbart // *Mater. Sci. Eng. A*. 2007. V.447. P.285—297.
 12. *Cai, Z.H.* Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content / Z.H. Cai, H. Ding, R.D.K. Misra, Z.Y. Ying // *Acta Materialia*. 2015. V.84. P.229—236.
 13. *Tsuchida, N.* Room-temperature creep tests under constant load on a TRIP-aided multimicrostructure steel / N. Tsuchida, N. Nagahisa, S. Harjoc // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V.700. P.631—636.
 14. *Chen, S.-C.* Microstructure and mechanical behaviors of GPa-grade TRIP steels enabled by hot-rolling processes / S.-C. Chen, Y.-T. Wang, Y.-C. Lin, C.-Y. Huang, J.-R. Yang, H.-W. Yen // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V.761. Art.138005.
 15. *Kanga, J.* Design of a low density Fe-Mn-Al-C steel with high strength-high ductility combination involving TRIP effect and dynamic carbon partitioning / J. Kanga, Y.J. Li, X.H. Wang, H.S. Wang, G. Yuan, R.D.K. Mishra, G.D. Wang // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V.742. P.464—477.
 16. *Ennis, B.L.* Metastable austenite driven work-hardening behaviour in a TRIP-assisted dual phase steel / B.L. Ennis, E. Jimenez-Melero, E.H. Atzema, M. Krugla, M.A. Azeem, D. Rowley, D. Daisenberger, D.N. Hanlon, P.D. Lee // *Intern. J. Plasticity*. 2017. V.88. P.126—139.
 17. *Van Dijk, N.H.* Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling / N.H. Van Dijk, A.M. Butt, L. Zhao, J. Sietsma, S.E. Offerman, J.P. Wright, S. Van der Zwaag // *Acta Materialia*. 2005. V.53. P.5439—5447.
 18. *Song, C.* Stress partitioning among ferrite, martensite and retained austenite of a TRIP-assisted multiphase steel : An in situ high-energy X-ray diffraction study / C. Song, H. Yua, J. Lu, T. Zhoua, S. Yang // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V.726. P.1—9.
 19. *Allain, S.Y.P.* In-situ investigation of quenching and partitioning by high energy X-ray diffraction experiments / S.Y.P. Allain, G. Geandier, J.C. Hel, M. Soler, F. Danoix, M. Gouny // *Scripta Materialia*. 2017. V.131. P.15—18.
 20. *Tomota, Y.* Tensile behavior of TRIP-aided multi-phase steels studied by in situ neutron diffraction / Y. Tomota, H. Tokuda, Y. Adachi, M. Wakita, N. Minakawa, A. Moriai, Y. Morii // *Acta Materialia*. 2004. V.52. P.5737—5745.
 21. *Xu, P.G.* Evaluation of austenite volume fraction in TRIP steel sheets using neutron diffraction / P.G. Xu, Y. Tomota, Y. Arakaki, S. Harjo, H. Sueyoshi // *Mater. Characterization*. 2017. V.127. P.104—110.
 22. *Ашмарин, А.А.* Особенности определения количественного фазового состава в трип-сталлях / А.А. Ашмарин, С.Я. Бецофен, Е.И. Лукин, М.И. Гордеева // *Деформация и разрушение материалов*. 2022. №12. С.17—22.
 23. *Zheng, Jing.* Modeling and simulation of weld residual stresses and ultrasonic impact treatment of welded joints / Jing Zheng, Ayhan Ince, Lanqing Tang // *Procedia Engineering*. 2018. V.213. P.36—47.
 24. *Chen, Lin.* Numerical and experimental investigation on microstructure and residual stress of multi-pass hybrid laser-arc welded 316L steel / Lin Chen, Gaoyang Mi, Xiong Zhang, Chunming Wang // *Mater. Design*. 2019. V.168. Art.107653.
 25. *Park, Jeong-Ung.* The effect of initial stress induced during the steel manufacturing process on the welding residual stress in multi-pass butt welding / Jeong-Ung Park, Gyubaek An, Wanchuck Woo // *Intern. J. Naval Architecture and Ocean Eng.* 2018. V.10. P.129—140.
 26. *Javadi, Y.* Residual stress measurement round robin on an electron beam welded joint between austenitic stainless steel 316L(N) and ferritic steel P91 / Y. Javadi, M.C. Smith, K. Abburi [et. al.] // *Intern. J. Pressure Vessels and Piping*. 2017. V.154. P.41—57.
 27. *Martinson, P.* Residual stress analysis of laser spot welding of steel sheets / P. Martinson, S. Daneshpour, M. Kozak, S. Riekehr, P. Staron // *Mater. Design*. 2009. V.30(9). P.3351—3359.
 28. *Hwang, Byoungchul.* Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr-10Mn austenitic steels / Byoungchul Hwang, Tae-Ho Lee, Seong-Jun Park, Chang-Seok Oh, Sung-Joon Kim // *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. V.528. P.7257—7266.
 29. *Ашмарин, А.А.* Исследование влияния отжига на фазовый состав и термические коэффициенты линейного расширения трип-стали ВНС9-III / А.А. Ашмарин, С.Я. Бецофен, Е.И. Лукин // *Металлы*. 2022. №6. С.66—72. — (А.А. Ashmarin, S.Ya. Betsofen, E.I. Lukin. «Effect of annealing on the phase composition and the linear thermal expansion coefficient of VNS9-Sh TRIP steel». 2022. №11. P.1397—1402.)