

УДК 539.4:669.14.018.296:621.787

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ОБЖАТИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ТЕКСТУРУ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СТАЛИ 20Х15АНЗМД¹

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

^{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@mail.com

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

Поступила в редакцию 20 июня 2023 г.

После доработки 15 августа 2023 г. принята к публикации 30 августа 2023 г.

Рентгеновским методом определяли влияние величины обжатия при холодной прокатке клиновых образцов стали 20Х15АНЗМД2 на количественный фазовый состав, текстуру и остаточные макронапряжения α - и γ -фаз. С увеличением обжатия доля γ -фазы уменьшается от 82% в исходном горячекатаном состоянии до 74% при обжатии 10% и до 60% при увеличении обжатия до 70%. Тип текстуры аустенита характеризуется компонентами, типичными для текстуры прокатки ГЦК металлов — это текстура «латуни» ($\{110\}\langle 112 \rangle$), которая не меняется при обжатии 10%, а затем существенно увеличивается при обжатии 20% и остается на том же уровне вплоть до обжатия 70%. Текстура α -фазы характеризуется тремя компонентами: $\{110\}\langle 110 \rangle$, $\{211\}\langle 110 \rangle$ и $\{001\}\langle 110 \rangle$, первые два — это текстуры превращения, которые доминируют в исходном состоянии, а после обжатия 30% усиливается третий компонент, соответствующий текстуре прокатки ОЦК α -фазы. Оценка остаточных напряжений показала, что в γ -фазе формируются сжимающие напряжения величиной 600—1100 МПа, а в α -фазе — растягивающие напряжения величиной 1200—1600 МПа.

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

Количественный фазовый анализ — важный метод исследования ($\gamma + \alpha$)-сталей, поскольку от соотношения указанных фаз в значительной степени зависит комплекс механических и функциональных свойств материала. Для определения соотношения γ - и α -фаз применяют разные методы: обычный рентгеновский [1—5], на использовании синхротронного излучения [6—9] и нейтронной дифракции [10, 11]. При этом во всех случаях для компенсации текстурного эффекта служит операция усреднения полюсных плотностей трех—четырех рефлексов каждой из фаз. В работе [5] проведено сопоставление магнитных и рентгеновских методов и показано, что магнитный метод имеет ряд

преимуществ. При этом отмечается, что наиболее широкое применение для решения указанной задачи находит рентгеновский метод, поскольку в отличие от магнитного, который дает усредненную по толщине полуфабриката информацию, позволяет оценить распределение фазового состава по сечению, что является важной характеристикой для прогнозирования работоспособности полуфабрикатов.

Устойчивость аустенита оценивают по его стабильности относительно атермического α' -мартенситного превращения и превращения, инициированного деформацией. Соответственно эти два вида стабильности характеризуются соответственно параметрами M_s и M_{d30} . Параметр M_s — это температура начала атермического α' -мартенситного превращения при охлаждении, а M_{d30} — температура, при которой образуется 50% α' -мартен-

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

сит при 30%-ной деформации растяжением [12, 13]. Для трип-сталей наличие метастабильного аустенита является основной характеристикой, поэтому при выборе сталей для исследований мы ориентировались на этот параметр. Представляет интерес оценить параметр M_{d30} как для исследуемой стали, так и для некоторых других трип-сталей. В работе [13] на основе результатов исследований сталей системы Fe-Ni-Cr выведено эмпирическое уравнение, связывающее величину параметра M_{d30} , °C, с химическим составом:

$$M_{d30} = 551 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 29(Ni+Cu) - 18,5Mo - 68Nb. \quad (1)$$

В работе [12] использованы кроме уравнения (1) еще три соотношения:

$$M_{d30} = 497 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20(Ni+Cu) - 18,5Mo, \quad (2)$$

$$M_{d30} = 608 - 515C - 821N - 7,8Si - 12Mn - 13Cr - 34(Ni+Cu) - 6,5Mo, \quad (3)$$

$$M_{d30} = 413 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5(Ni+Cu) - 18,5Mo. \quad (4)$$

Результаты для множества составов трип-сталей показали большое отличие расчетов по уравнению (4) от остальных трех. Поэтому мы усредняли результаты, полученные по соотношениям (1)–(3). Единственное изменение, которое было внесено в соотношения (1)–(4), связано с добавлением меди (по аналогии с уравнением (1) ее вклад был принят равным вкладу никеля).

Авторы работы [14] попытались найти корреляцию параметра M_{d30} и величины остаточных макронапряжений для нескольких трип-сталей. Обнаружен сложный характер влияния параметра M_{d30} на остаточные напряжения. Остаточные напряжения в аустените для всех трип-сталей и нержавеющей стали со стабильным аустенитом ($M_{d30} = -256$ °C) либо близки к нулю, либо они слабые сжимающие, не превышают –200 МПа. В мартенсите величина растягивающих остаточных напряжений следующая: 800–1400 МПа для трип-стали с $M_{d30} = -40$ и 50 °C и 1100–1800 МПа для стали с $M_{d30} = 22$ °C. Таким образом, трип-стали с параметром M_{d30} в диапазоне от –40 до 50 °C характеризуются наличием высоких растягивающих напряжений

в мартенсите, при этом отмечается сложный характер корреляции с данным параметром величины напряжений, что послужило стимулом для проведения настоящей работы. Исследовалось формирование фазового состава, текстуры и остаточных напряжений в α - и γ -фазах стали 20X15АНЗМД2, для которой в соответствии с уравнениями (1)–(3) величина параметра M_{d30} составила 10 °C.

Материалы и методы исследования. Указанные задачи исследовали при холодной прокатке стали 20X15АНЗМД2, состав которой приведен в табл. 1. Прокатку стали осуществляли с использованием клиновых образцов длиной 100, шириной 12 и толщиной от 12 до 2 мм. Определяли текстуру, фазовый состав и остаточные напряжения в направлениях нормали к плоскости прокатки (НН) и в направлении прокатки (НП) в зонах клиновых образцов, соответствующих обжатиям 0, 10, 20, 30, 40, 50, 60 и 70%.

Таблица 1

Содержание элементов, мас.%,
в исследуемой стали 20X15АНЗМД2

C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo
0,25	0,12	0,23	1,11	14,3	2,94	1,7	1,31

Для определения соотношения долей аустенита (γ) и мартенсита (α) в структуре трип-сталей использовали уравнение, в котором эффект текстуры учитывали усреднением отношений экспериментальных интенсивностей нескольких (hkl) рефлексов γ - и α -фаз (соответственно I_{hkl}^{γ} и I_{hkl}^{α}) к теоретическим интенсивностям этих рефлексов (R_{hkl}^{γ} , R_{hkl}^{α}), которые соответствуют интенсивностям бесструктурного эталона:

$$f_{\gamma} = \frac{\frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{hkl}^{\gamma}}{R_{hkl}^{\gamma}}}{\frac{1}{m} \sum_1^m \frac{I_{hkl}^{\alpha}}{R_{hkl}^{\alpha}} + \frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{hkl}^{\gamma}}{R_{hkl}^{\gamma}}} 100\%. \quad (5)$$

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

Обычно в расчетах используют два–четыре рефлекса каждой из фаз. В нашей работе использовано по четыре рефлекса аустенита ((111), (200), (220), (331)) и мартенсита ((110), (200), (112) и (310)). Такой выбор рефлексов можно считать наиболее обосно-

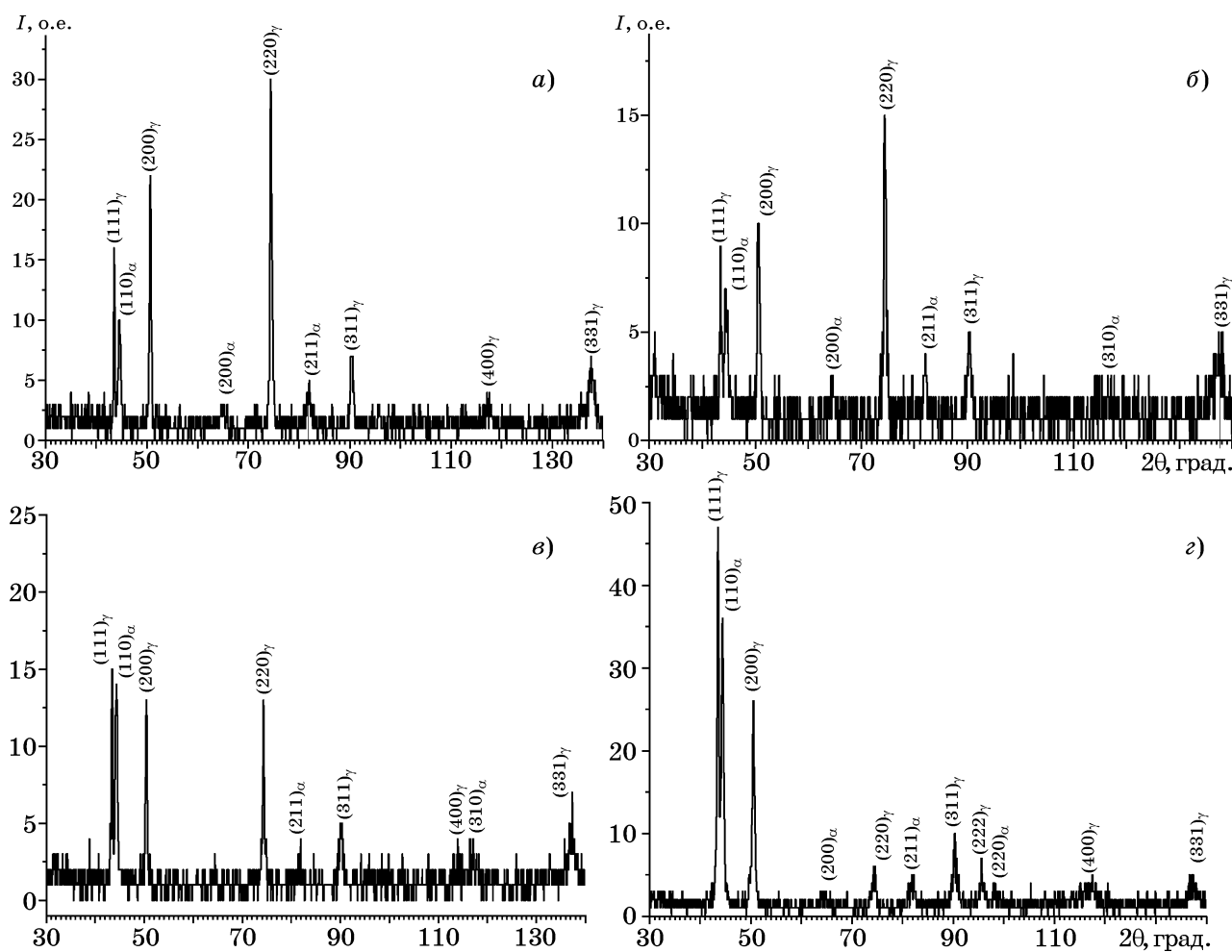
ванным, поскольку в наборе рефлексов каждой фазы присутствуют по два рефлекса с повышенной полюсной плотностью (P_{hkl}). Для α -фазы — это рефлексы (200) и (211), которые соответствуют типичной текстуре прокатки ОЦК металлов, а для γ -фазы — рефлексы (220) и (331), которые соответствуют текстурному компоненту «латуни», который доминирует в нашем случае. Такой выбор, как отмечено выше, является оптимальным, поскольку число используемых рефлексов недостаточно для учета текстурного фактора.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Фазовый состав и текстура стали в зависимости от обжатия. На фиг.1 и 2 приведены рентгенограммы, соответствующие исходному состоянию, а также обжатию 10, 60 и 70%. В исходном горячекатаном состоянии доля γ -фазы составляет 82% (фиг. 3). После обжатия 10% количество γ -фазы снижается до 74% и до 60% после обжатия 20%.

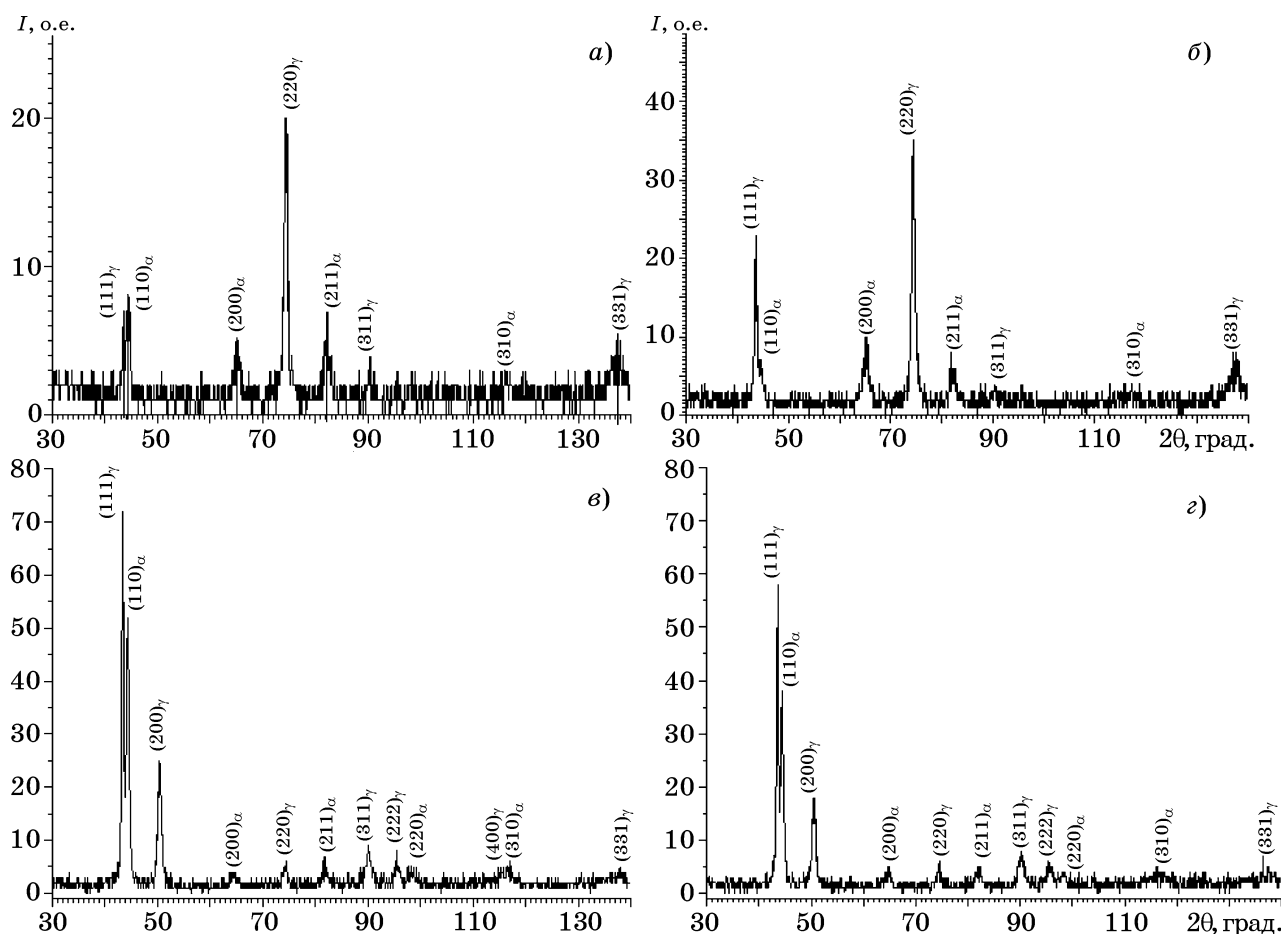
При дальнейшей прокатке количество γ -фазы практически не изменяется (фиг. 3).

На фиг. 4 приведены данные о влиянии степени обжатия на полюсную плотность рефлексов γ -фазы в образцах НН и НП исследуемой стали. Видно, что тип текстуры по мере обжатия практически не меняется и его можно охарактеризовать ориентацией $\{110\}\langle uvw \rangle$, которая близка к одному из основных компонентов текстуры прокатки ГЦК металлов — текстуре «латуни» ($\{110\}\langle 112 \rangle$). Интенсивность исходной текстуры не меняется при обжатии 10%, а затем существенно возрастает при обжатии 20% и остается на том же уровне вплоть до обжатия 70%. Наблюдается аналогичный характер изменения текстуры и фазового состава, последний, начиная с обжатия 20%, также не меняется.

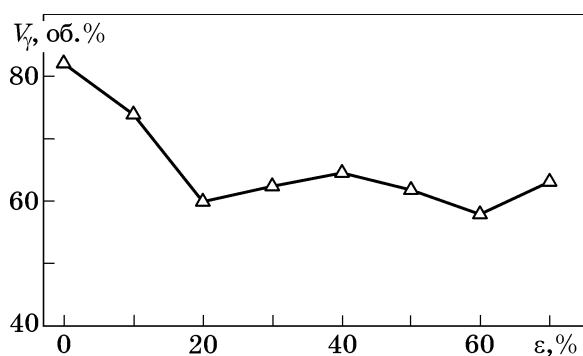
На фиг. 5 приведены зависимости полюсной плотности рефлексов α -фазы в НН и НП в зависимости от обжатия. В отличие от тек-



Фиг. 1. Рентгенограммы стали 20X15АНЗМД2 (а, б — образцы НН; в, г — образцы НП) в исходном состоянии (а, в) и после обжатия $\varepsilon = 10\%$ (б, г)



Фиг. 2. Рентгенограммы стали 20X15АНЗМД2 (а, б — образцы НН; в, г — образцы НП) в состоянии после обжатия $\varepsilon = 60$ (а, в) и 70% (б, г)

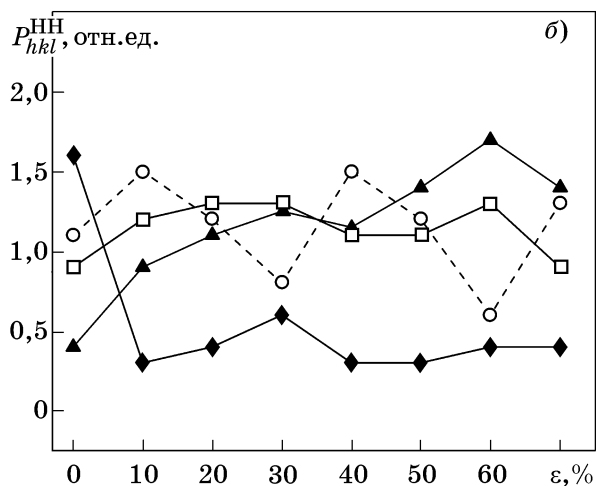
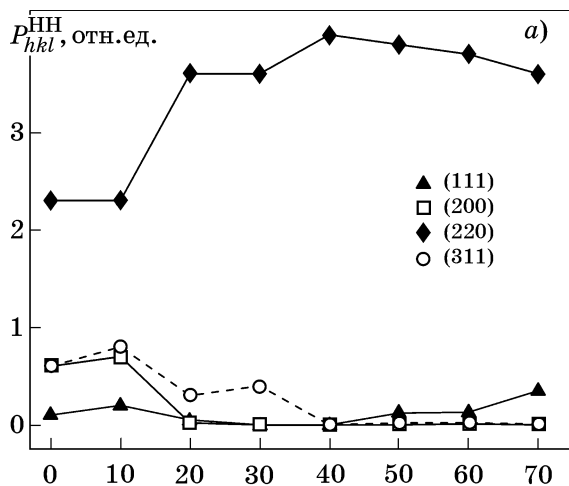


Фиг. 3. Количества γ -фазы в стали 20X15АНЗМД2 в зависимости от степени деформации

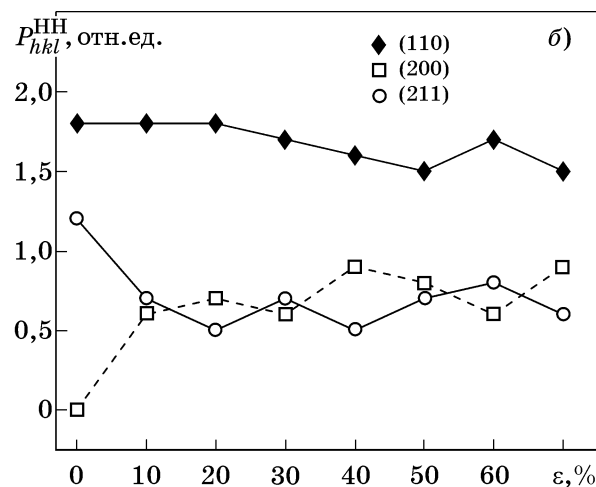
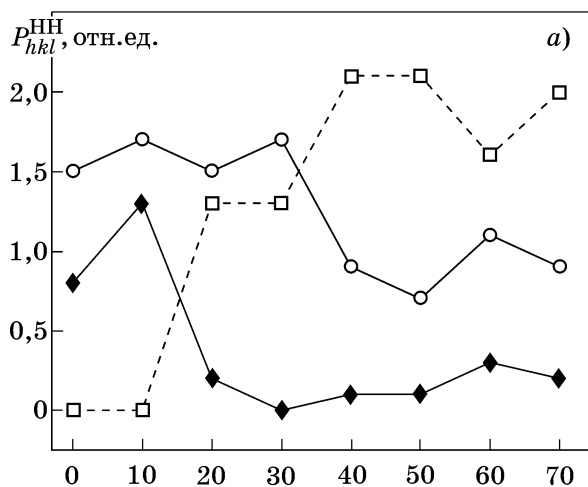
студы γ -фазы, которая практически не менялась с увеличением обжатия, текстура α -фазы меняется существенно. Объясняется это тем, что для γ -фазы как в исходном состоянии после горячей прокатки, так и при холодной прокатке это текстура прокатки, которая принципиально не меняется с температурой. В то же время для α -фазы после горячей прокатки это текстура превращения, которая определяется текстурой γ -фазы и ориентационными соотношениями при превращении

$\gamma \rightarrow \alpha$. Исходя из приведенного, текстура α -фазы — более интересный предмет для анализа по сравнению с текстурой γ -фазы. Можно выделить три компонента текстуры α -фазы: $\{110\}\langle 110 \rangle$, $\{211\}\langle 110 \rangle$ и $\{001\}\langle 110 \rangle$ (на фиг. 5 кристаллографическим плоскостям $\{001\}$ соответствует рефлекс (200)).

В исходном состоянии доминируют первые два компонента, поскольку это компоненты превращения, а начиная с обжатия 30% доминирует третий компонент (см. фиг. 5, а), который называют «повернутая текстура куба» (текстура куба $\{001\}\langle 100 \rangle$, относительно которой текстура $\{001\}\langle 110 \rangle$ повернута на 45°). Интересно, что при прокатке с обжатием 10% интенсивности компонентов превращения возрастают (фиг. 5, а), при этом текстура прокатки не меняется. Это свидетельствует о том, что 10%-ная холодная деформация осуществляется за счет превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (трип-эффект). Действительно, как это видно на фиг. 3, обжатие 10% приводит к снижению на 8% количества γ -фазы. Однако данные фиг. 3 относятся только к пре-



Фиг. 4. Зависимость от степени деформации полюсных плотностей рефлексов (hkl) γ -фазы в образцах НН (а) и НП (б) стали 20Х15АНЗМД2



Фиг. 5. Зависимость от степени деформации полюсных плотностей рефлексов (hkl) α -фазы в образцах НН (а) и НП (б) стали 20Х15АНЗМД2

вращению $\gamma \rightarrow \alpha$, а наличие трип-эффекта подтверждается только изменением текстуры α -фазы, которое свидетельствует о наличии соответствующих ориентационным соотношениям Курдмова—Закса изменений ориентировок. Компонент текстуры $\{211\} \langle 110 \rangle$ доминирует вплоть до обжатия 30% (см. фиг. 5, а) и остается как дополнительный к основному кубическому до обжатия 70%. Это является естественным результатом, поскольку этот компонент относят не только к превращению, но и к компонентам прокатки ОЦК металлов. Доминирование «повернутой текстуры куба» после обжатия 30% является следствием особенностей дислокационных механизмов деформации.

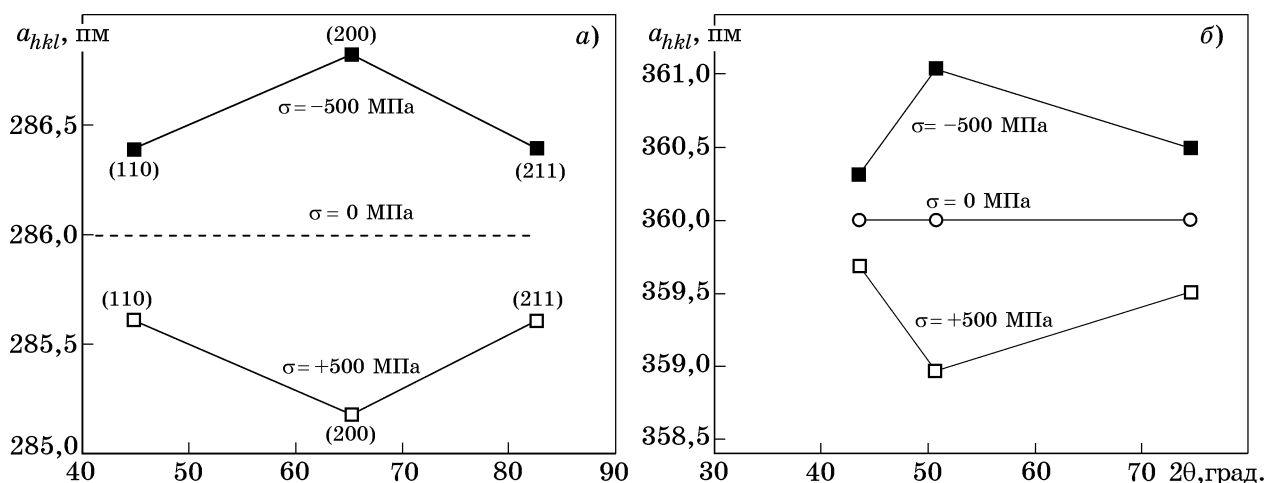
Остаточные напряжения. В работе [15] развит метод разделения эффектов напряжений и градиента параметров решетки, основанный на особенностях упругой анизотро-

пии кристаллов. Показано, что для оценки остаточных напряжений можно анализировать параметры решетки зерен, в которых разные плоскости отражения параллельны поверхности образца. В этом случае для любой пары рефлексов ($h_1 k_1 l_1$) и ($h_2 k_2 l_2$) величину остаточных напряжений можно вычислить на основании определения соответствующих периодов решетки ($a_{h_1 k_1 l_1}$, $a_{h_2 k_2 l_2}$):

$$\sigma_{\text{ост}} = \frac{a_{h_1 k_1 l_1} - a_{h_2 k_2 l_2}}{2(a_{h_2 k_2 l_2} K_{h_1 k_1 l_1} - a_{h_1 k_1 l_1} K_{h_2 k_2 l_2})}, \quad (6)$$

где $K_{hkl} = (v/E)_{hkl} = -S_{11} - (S_{11} - S_{12} - 1/2 S_{44})(h^2 k^2 + h^2 l^2 + k^2 l^2)/(h^2 + k^2 + l^2)^2$; S_{ij} ($i, j = 1, 2, 4$) — модули упругой податливости.

Зная величину остаточных напряжений, можно вычислить также значение параметра решетки (a_0) за вычетом вклада упругих напряжений:



Фиг. 6. Значения периодов решетки, рассчитанные из межплоскостных расстояний для рефлексов (hkl) α - (а) и γ -Fe (б) с учетом упругой анизотропии монокристаллов железа для случая остаточных напряжений ± 500 МПа

$$a_0 = a_{hkl} / (1 + 2\sigma_{\text{ост}} K_{hkl}). \quad (7)$$

На фиг. 6 представлены рассчитанные по уравнению (7) значения параметров решетки для разных рефлексов α - и γ -Fe для случая $\sigma = \pm 500$ МПа и $a_0 = 286$ и 360 пм соответственно для α - и γ -Fe. Константы упругости для соответствующих ориентаций приведены в табл. 2. Графики на фиг. 6 демонстрируют влияние на величину рассчитанных для разных рефлексов (hkl) параметров решетки величины и знака остаточных упругих напряжений. Точность оценки остаточных напряжений предлагаемым методом за-

висит от величины упругой анизотропии данного металла. Существует единственный металл — вольфрам, у которого отсутствует упругая анизотропия и для него этот метод принципиально не применим.

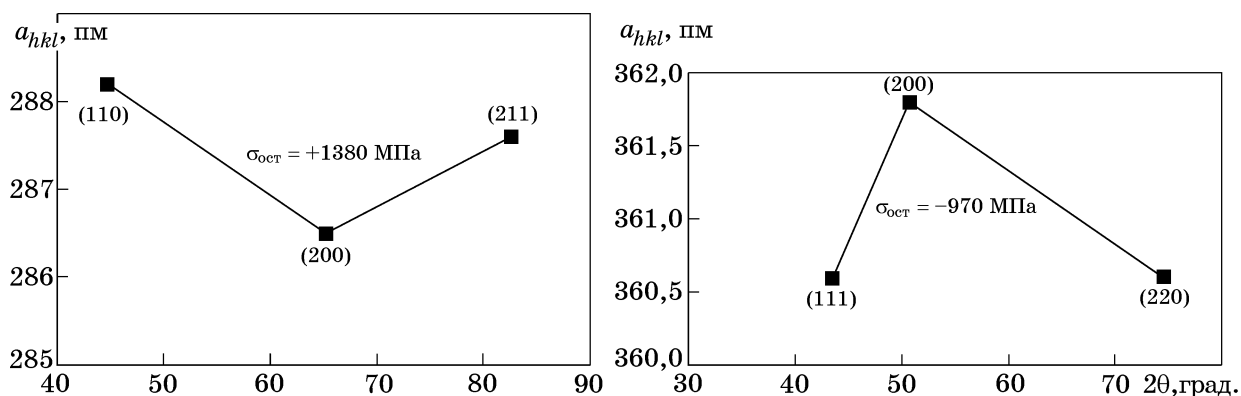
На фиг. 7 приведены аналогичные зависимости, полученные экспериментально для α - и γ -фаз стали на образцах прокатанной клиновой заготовки из области обжатия 50%. Даже без расчетов видно, что мотив этих зависимостей свидетельствует о наличии в мартенсите (фиг. 7, а) растягивающих напряжений, а в аустените (фиг. 7, б) сжимающих напряжений, при этом их величина превышает приведенный на фиг. 6 расчетный вариант.

На фиг. 8 приведены результаты использования этой методики для образцов прокатанной клиновой заготовки из областей с обжатиями от 10 до 70%. Показано, что для всех режимов прокатки характерно наличие

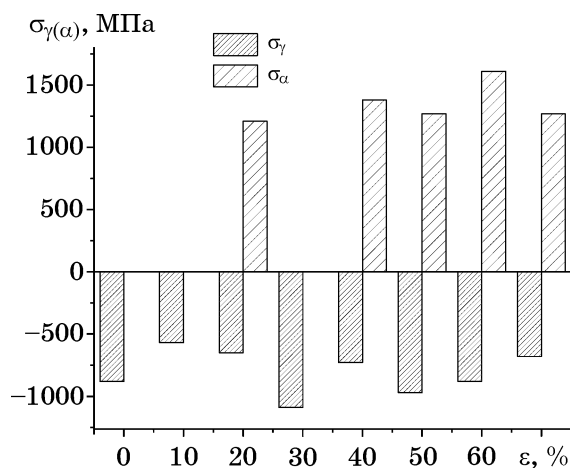
Таблица 2

Значения константы упругости $-K_{hkl} \cdot 10^4$, ГПа, для разных рефлексов (hkl) железа

(110)	(111)	(200)	(112)	(220)	(113)	(222)
13,7	8,7	28,7	13,7	13,7	19,3	8,7



Фиг. 7. Значения периодов решетки, рассчитанные из межплоскостных расстояний для рефлексов (hkl) α -фазы (а) и γ -фазы (б) в образцах прокатанной клиновой заготовки стали 20X15AH3MD2 из области обжатия 50%



Фиг. 8. Зависимость от степени деформации остаточных напряжений в γ - и α -фазах в образцах прокатанной клиновой заготовки стали 20X15АНЗМД2 в диапазоне обжатий 10—70%

сжимающих напряжений в γ -фазе (600—1100 МПа) и растягивающих напряжений в α -фазе (1200—1600 МПа). Этот эффект, по нашему мнению, обусловлен тем, что положительный объемный эффект превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ приводит к сжимающим напряжениям в обеих фазах, но если превращение реализуется при повышенных температурах, то при дальнейшем охлаждении в α -фазе возникают растягивающие напряжения, обусловленные более низкой величиной температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) по сравнению с γ -фазой. В случае холодной прокатки растягивающие напряжения в α -фазе могут стимулироваться промежуточными отжигами, а также адиабатическим нагревом в результате интенсивных деформаций.

Известно, что аустенитные стали характеризуются значительно более высокими величинами ТКЛР по сравнению в мартенситными сталями. В работе [16] методом высокотемпературной рентгенографии исследовали фазовый состав, периоды решетки и величины ТКЛР α - и γ -фаз трип-стали ВНС9-Ш после разных режимов отжига. Показано, что значения ТКЛР обеих фаз зависят от соотношения их содержаний. Так, ТКЛР α -фазы составляет $11,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для однофазной структуры и $12,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в случае двухфазной структуры, содержащей 46% γ -фазы. При этом ТКЛР γ -фазы составляет $19,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и его значение снижается до $17,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при уменьшении количества γ -фазы до 28%. Найдена обратная зависимость между величинами ТКЛР и периодов реше-

ток: более высоким значениям ТКЛР α - и γ -фаз стали соответствуют более низкие значения периодов их решеток. Поскольку величина периода решетки определяется в основном содержанием углерода, этот эффект обусловлен влиянием на величину ТКЛР содержания углерода в α - и γ -фазах. Известно, что для трип-сталей содержание углерода в твердом растворе играет важную роль в обеспечении функциональных свойств, поэтому обнаруженная корреляция делает перспективным исследование закономерностей термического расширения трип-сталей.

В работах [14, 17, 18], как и в нашем исследовании, выявлены высокие растягивающие напряжения в мартенсите в результате пластической деформации, которые могут существенно снижать пластические характеристики сталей, особенно в операциях глубокой вытяжки. В работе [14] значительное внимание уделяется текстурным эффектам, оценивается коэффициент Ланкфорда, с которым принято связывать характеристики глубокой вытяжки.

Сопоставление наших результатов оценки остаточных напряжений в стали 20X15АНЗМД2 с результатами работы [14] показало, что они близки по крайней мере для мартенсита. В нашем случае величина остаточных растягивающих напряжений в мартенсите составляет 1200—1600 МПа, а в работе [14] указывается диапазон 800—1800 МПа. Для аустенита мы, как и в работе [14], получили сжимающие напряжения, но величина этих напряжений в нашем случае существенно выше (600—1100 МПа). Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что параметр M_{d30} является важным показателем деформационной стабильности для сталей системы Fe-Cr-Ni. Однако применительно к трип-сталям требуется некоторая корректировка, поскольку для этих сталей важно обеспечить контролируемый распад метастабильного аустенита при температурах эксплуатации изделий, которые близки к комнатной. В этой связи кажется более эффективным ввести коэффициент склонности к стимулированному деформацией распаду аустенита в виде доли распавшегося аустенита при испытании на растяжение при комнатной температуре на определенной стадии испытания, возможно, и в момент разрушения образца.

Выводы. 1. Рентгеновским методом определяли количественный фазовый состав, текстуру и остаточные макронапряжения в α - и γ -фазах после холодной прокатки клиновых образцов стали 20Х15АНЗМД2 в зонах, соответствующих обжатиям 0, 10, 20, 30, 40, 50, 60 и 70%.

2. В исходном горячекатаном состоянии доля γ -фазы составляет 82%, затем после обжатия 10% она снижается до 74% и до 60% после обжатия 20%. При дальнейшей прокатке количество γ -фазы практически не изменяется.

3. Текстура аустенита характеризуется ориентацией $\{110\}\langle uvw \rangle$, которая близка к одному из основных компонентов текстуры прокатки ГЦК металлов — текстуре «латуни» ($\{110\}\langle 112 \rangle$), интенсивность которой не меняется при обжатии 10%, а затем существенно увеличивается при обжатии 20% и остается на том же уровне вплоть до обжатия 70%. Отмечается аналогичный характер изменения текстуры и фазового состава, который, начиная с обжатия 20%, также не меняется.

4. Текстура α -фазы характеризуется тремя компонентами: $\{110\}\langle 110 \rangle$, $\{211\}\langle 110 \rangle$ и $\{001\}\langle 110 \rangle$, в исходном состоянии доминируют первые два компонента, поскольку это компоненты превращения, а начиная с обжатия 30% доминирует третий компонент.

5. При прокатке с обжатием 10% увеличиваются интенсивности компонентов превращения, при этом текстура прокатки не меняется, что свидетельствует о том, что 10%-ная холодная деформация осуществляется за счет превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (трип-эффект).

6. Для всех режимов прокатки характерно наличие сжимающих напряжений в γ -фазе (600—1100 МПа) и растягивающих напряжений в α -фазе (1200—1600 МПа). Первые обусловлены положительным объемным эффектом превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, а вторые — деформацией растяжения при охлаждении, вызванной более высокими значениями температурного коэффициента линейного расширения аустенита.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cai, Z.H. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content / Cai Z.H., Ding H., Misra R.D.K., Ying Z.Y. // *Acta Materialia*. 2015. V.84. P.229—236.
2. Tsuchida, N. Room-temperature creep tests under constant load on a TRIP-aided multimicrostructure steel / Tsuchida N., Nagahisa N., Harjoc S. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V.700. P.631—636.
3. Shih-Che Chen. Microstructure and mechanical behaviors of GPa-grade TRIP steels enabled by hot-rolling processes / Shih-Che Chen, Wang Yuan-Tsung, Yu-Chen Lin, Ching-Yuan Huang, Jer-Ren Yang, Hung-Wei Yen // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V.761. Art.138005.
4. Wang Huai. Effect of chemical dilution and the number of weld layers on residual stresses in a multi-pass low-transformation-temperature weld / Wang Huai, Wanchuck Woo, Dong-Kyu Kim, Em V., Yeol Lee Soo // *Mater. Design*. 2018. V.160. P.384—394.
5. Zhao, L. Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels / Zhao L., N.H. van Dijk, E. Brück, J. Sietsma, S. van der Zwaag // *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. V.313. P.145—152.
6. 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.
7. Tian Ye. Micromechanics and microstructure evolution during in situ uniaxial tensile loading of TRIP-assisted duplex stainless steels / Tian Ye, Lin Sen, J.Y. Peter, U. Lienert, A. Borgenstam, P. Hedström // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V.734. P.281—290.
8. Song Chenghao. Stress partitioning among ferrite, martensite and retained austenite of a TRIP-assisted multiphase steel : An in-situ high-energy X-ray diffraction study / Song Chenghao, Yua Hao, Lu Jun, Zhoua Tao, Yang Shufeng // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V.726. P.1—9.
9. 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. Gouné // *Scripta Materialia*. 2017. V.131. P.15—18.
10. Tomota, Y. Tensile behavior of TRIP-aided multi-phase steels studied by in situ neutron diffraction / Tomota Y., Tokuda H., Adachi Y., Wakita M., Minakawa N., Moriai A., Morii Y. // *Acta Materialia*. 2004. V.52. P.5737—5745.
11. Xu, P.G. Evaluation of austenite volume fraction in TRIP steel sheets using neutron diffraction / Xu P.G., Tomota Y., Arakaki Y., Harjo S., Sueyoshi H. // *Mater. Characterization*. 2017. V.127. P.104—110.
12. Masumura, T. The difference in thermal and mechanical stabilities of austenite between carbon- and nitrogen-added metastable austenitic stainless steels / Masumura T., Nakada N., Tsuchiyama T., Takaki S., Koyano T., Adachi K. // *Acta Materialia*. 2015. V.84. P.330—338.
13. Nohara, K. Composition and grain size dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels / Nohara K., Ono Y., Ohashi N. // *Tetsu-to-Hagane*. 1977. V.63. Is.5. P.772—782.
14. Peijun Hou. Lean duplex TRIP steel : Role of ferrite in the texture development, plastic anisotropy, martensitic transformation kinetics, and stress partitioning / Peijun Hou, Yuan Li, Dongchul Chae, Yang Ren, Ke An, Hahn Choo // *Materialia*. 2021. V.15. Art.100952

15. *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.
16. *Ашмарин, А.А.* Исследование влияния отжига на фазовый состав и термические коэффициенты линейного расширения трип-стали ВНС9-Ш / 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». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022. №11. P.1397—1402.)
17. *Hong, S.* Residual stress analysis in deep drawn twinning induced plasticity (TWIP) steels using neutron diffraction method / S. Hong, J. Lee, S. Lee, W. Woo, S.-K. Kim, H.S. Kim // *Met. Mater. Trans. A*. 2014. V.45 (4). P.1953—1961.
18. *Kim, J.G.* Residual stress effect on the delayed fracture of twinning-induced plasticity steels / J.G. Kim, J.I. Yoon, S.M. Baek, M.H. Seo, W.T. Cho, K.-G. Chin, S. Lee, H.S. Kim // *Met. Mater. Trans. A*. 2017. V.48 (6). P.2692—2696.