

О структурной зависимости параметров диаграмм деформирования и трещиностойкости метастабильных аустенитных сталей

С. Б. Нижник, Е. А. Дмитриева

Институт механики им. С. П. Тимошенко НАН Украины, Киев, Украина

Обобщены результаты исследования влияния структуры на закономерности изменения напряжений течения и трещиностойкости ряда аустенитных сталей при температурах подавления и развития мартенситного превращения с учетом их химсостава и способа нагружения. Установлены корреляционные связи структурных характеристик сталей рассматриваемого класса с параметрами аналитических выражений их диаграмм деформирования, определяющие условия конкурирующего влияния прочности аустенита, интенсивности процесса образования мартенсита деформации, его количества и прочности на деформационное упрочнение материала. Структурно обоснована специфика формирования показателей его трещиностойкости.

Ключевые слова: аустенитные стали, химсостав, температура испытания, линейное и плоское напряженное состояние, структура, диаграммы деформирования, трещиностойкость.

Введение. В развитие исследований диаграмм деформирования деформационно стабильных металлических материалов [1] данная работа посвящена анализу закономерностей их трансформации при изменении структурного состояния материала от деформационно стабильного к метастабильному с фазовым превращением при определенных термомеханических условиях нагружения. На примере широко используемых в промышленности метастабильных аустенитных сталей ранее [2–4] было показано, что при аналитическом описании их диаграмм деформирования следует учитывать одновременное развитие процессов, связанных с изменением количественного соотношения и прочностных характеристик исходной (высокопластичного аустенита) и формирующейся (мартенсита деформации) упрочняющей фазы. Однако структурные эффекты влияния аустенита на интенсивность образования и прочностные свойства мартенсита в зависимости от химсостава и температурно-силовых условий деформирования этих сталей изучены недостаточно, что не позволяет прогнозировать характер деформационного упрочнения и закономерности изменения их прочности и пластичности.

Актуальность такого исследования усиливается применительно к задаче одновременного повышения характеристик прочности и трещиностойкости таких материалов. Развиваемый в последнее время структурно-механический подход к определению трещиностойкости металлических материалов в широком диапазоне изменения их прочностных свойств по данным при одноосном растяжении образцов без трещин базируется на установленных корреляционных связях характеристик пластичности материала с размерным параметром концевой зоны трещины у ее вершины [5]. С учетом этого можно допустить, что конкретизация и реализация структурных условий повышения деформативной способности рассматриваемых сталей является предпосылкой одно-

временного повышения их трещиностойкости. Особенности структурного механизма формирования пластической зоны у вершины трещины, обусловленные деформационным наклепом и деструкцией материала, могут изменить термические условия проявления структурной нестабильности механически бездефектных материалов, а также роль структуры и характера распределения аустенитной и мартенситной фаз у вершины трещины в формировании показателей трещиностойкости исследуемых сталей, что требует дальнейшего изучения.

В данной работе обобщаются результаты исследования параметров деформационного упрочнения и трещиностойкости стабильных и метастабильных сталей аустенитного и переходного классов в зависимости от температуры испытания, характера легирования, предварительных термомеханических воздействий и способа нагружения с учетом структурных эффектов взаимовлияния процессов пластического течения аустенита и развития мартенситного превращения, а также специфики их изменения в пластической зоне у вершины трещины.

1. Материал и методики эксперимента. Исследования проводили на сталях аустенитного (X18H8, X18H9, 2X18H9, 12X18H10T) и переходного (X16H6) классов. Направленный характер их легирования оценивали по обобщенной характеристике химического состава – никелевому эквиваленту $Ni_{\text{ЭКВ}}, \% = \%Ni + 0,65\%Cr + 0,98\%Mo + 1,05\%Mn + 0,35\%Si + 12,6\%C$ [6] как количественной мере обогащения сталей аустенитообразующими легирующими элементами, определяющими интенсивность образования мартенсита деформации и мартенсита охлаждения в соответствии с температурой мартенситных точек M_d и M_n . Первая из них соответствует температуре испытания, при превышении которой подавляется процесс образования мартенсита деформации, и материал трансформируется из метастабильного в деформационно стабильный, вторая – температуре охлаждающей среды (при закалке), ниже которой начинает формироваться мартенсит охлаждения, и материал с исходно однофазной аустенитной структурой превращается в материал переходного класса с аустенитно-мартенситной структурой.

В табл. 1 представлены данные о никелевом эквиваленте $Ni_{\text{ЭКВ}}$ и температурах мартенситных точек M_d и M_n рассматриваемых сталей.

Выбор температуры нормализации вышеуказанных сталей, повышающейся в пределах 1000...1080°C по мере роста $Ni_{\text{ЭКВ}}$, обеспечивал при комнатной температуре средний размер аустенитного зерна $d_0 = 20...30$ мкм.

Механические испытания исследуемых сталей проводили в интервале температур T , соответствующих подавлению ($T \geq M_d$) и развитию ($T = M_d...M_n$) процесса образования мартенсита деформации. При этом T изменяли в пределах 150...(–160)°C для случая статического нагружения образцов без трещин. Испытания в условиях статического и малоциклового нагружения образцов с трещиной нормального отрыва проводили при $T = 20^\circ\text{C}$ и $T = 20$ и 300°C соответственно.

Статическое деформирование включало одноосное сжатие и растяжение цилиндрических, плоских и тонкостенных трубчатых образцов и двухосное растяжение тонкостенных трубчатых образцов в условиях пропорционального нагружения осевой силой и внутренним давлением при соотношении

главных напряжений $\sigma_z/\sigma_\theta = 0; 0,5; 1$ и ∞ . Значения $\sigma_z/\sigma_\theta = 0$ и ∞ соответствовали линейному, а 0,5 и 1 – плоскому напряженному состоянию. Испытания трубчатых образцов при $T = -160^\circ\text{C}$ выполняли на машине СНТ-5П [2], остальных – на машине ЦДМУ-30Т, оснащенной специальными приставками [7, 8]. Построение диаграмм деформирования, оценку прочностных и пластических характеристик материала проводили по методикам работ [2, 7].

Т а б л и ц а 1

Численные значения $Ni_{\text{экв}}$ и температур мартенситных точек M_d и M_n исследуемых сталей

Стали	$Ni_{\text{экв}}, \%$	$M_d, ^\circ\text{C}$	$M_n, ^\circ\text{C}$
X16H6	19,2	100	60
X18H8	20,5	90	-120
X18H9	21,5	90	< -196
2X18H9	24,2	70	< -196
12X18H10T	24,8	30	< -196

Испытания при малоцикловом нагружении тела с трещиной осуществляли на компактных и плоских образцах с боковым надрезом при постоянном значении максимальных номинальных напряжений цикла $\sigma_n = 0,8...0,9\sigma_T$ ($\sigma_T = \sigma_{0,2}$ – условный предел текучести материала) и частоте циклов $f = 0,5$ Гц. Оценивали общую долговечность – число циклов нагружения до разрушения N_1 , число циклов нагружения до разрушения от момента зарождения макротрещины N_2 , номинальное разрушающее напряжение S_k и критическую длину трещины l_c [5, 8].

Комплексное изучение структуры и фазового состава исследуемых сталей проводили методами оптической и электронной микроскопии на микроскопах МИМ-8 и УЭМВ-100К, рентгеноструктурного и текстурного анализа на установках ДРОН-2,0 и УРС-55 в FeK_α -излучении.

Микроструктурные исследования заключались в определении размера зерен аустенита и реек мартенсита деформации, изучении их морфологии и дислокационной структуры. Рентгеноструктурный анализ включал определение количественного соотношения аустенитной и мартенситной фаз, их тонкой кристаллической структуры, размера аустенитных кристаллитов, количественный анализ кристаллографической текстуры [1, 2, 5, 9, 10]. Микротвердость H_μ измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 и 1 Н. Для отдельного определения микротвердости аустенита $(H_\mu)_A$ и мартенсита $(H_\mu)_M$ мартенсит деформации выявляли на металлографических шлифах методом магнитной металлографии [11].

При исследовании структурных параметров и фазового состава пластической зоны и градиента их изменения в окрестности вершины усталостной трещины проводили послойный (методом электрополировки) и прицельный (с коллиматором рентгеновской камеры в виде иглы медицинского шприца) рентгеноструктурный анализ. Электронно-микроскопическое изучение дисло-

кационной структуры пластической зоны осуществляли на фольгах, вырезанных из компактных образцов перпендикулярно направлению движения трещины [5].

2. Результаты исследования и их обсуждение. Проанализированы аналитические выражения диаграмм деформирования сталей аустенитного и переходного классов в термических условиях подавления и развития мартенситного превращения при последовательном усложнении структурных эффектов взаимовлияния аустенита и мартенсита на их количественное соотношение и прочностные характеристики. Обсуждены особенности структурных изменений в пластической зоне у вершины трещины при статическом и малоцикловом нагружении в связи с характеристиками трещиностойкости материала.

2.1. Диаграммы деформирования и структура исследуемых сталей в зависимости от температуры испытания, характера легирования и термомеханических условий нагружения. В работах [1, 12] показано, что наиболее распространенными эмпирическими уравнениями, связывающими истинные напряжения σ и истинные деформации ε деформационно стабильных материалов, являются уравнения Холломона и Людвика типа

$$\sigma(\varepsilon) = K\varepsilon^N \quad (1)$$

и

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_T + K\varepsilon^N, \quad (2)$$

справедливые преимущественно для описания процессов одноосного сжатия и растяжения соответственно, где σ_T – предел текучести; K и N – коэффициент и показатель деформационного упрочнения.

При построении аналитических выражений диаграмм деформирования рассматриваемых сталей с метастабильной структурой аустенита в работах [2, 13] последовательно анализировали механическое поведение их однофазных деформационно стабильных структурных состояний при температурах $T > M_d$ и метастабильных – в диапазоне $T = M_d \dots M_n$. Для последних напряжения течения $\sigma(\varepsilon)$, отражающие взаимосвязь процессов пластического течения аустенита и мартенситного превращения, могут быть описаны выражением

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_A(\varepsilon) + \sigma_M(\varepsilon), \quad (3)$$

слагаемые которого $\sigma_A(\varepsilon)$ и $\sigma_M(\varepsilon)$ характеризуют соответственно сопротивляемость стали пластическому деформированию вследствие деформационного упрочнения аустенита и образования мартенсита деформации с учетом их прочностных свойств и изменяющегося при мартенситном превращении количества. По аналогии с (1) и (2) первое слагаемое выражения (3)

$$\sigma_A(\varepsilon) = K\varepsilon^N [1 - f_M(\varepsilon)] \quad (4)$$

и

$$\sigma_A(\varepsilon) = \sigma_T + K\varepsilon^N [1 - f_M(\varepsilon)] \quad (5)$$

соответствует деформированию материала в условиях одноосного сжатия и растяжения, второе слагаемое –

$$\sigma_M(\varepsilon) = C[f_M(\varepsilon)]^Q, \quad (6)$$

где $f_M(\varepsilon)$ – количество мартенсита деформации; C и Q – коэффициент и показатель его упрочняющего влияния на сталь.

Экспериментальные кривые $f_M(\varepsilon)$, характеризующие кинетику развития мартенситного превращения при пластической деформации, аппроксимировали одной из известных [14] функций

$$f_M(\varepsilon) = 1 - \exp(-m\varepsilon^z), \quad (7)$$

m и z – параметры, отражающие интенсивность процесса образования мартенсита деформации.

С учетом соотношений (5)–(7) аналитическое выражение диаграмм деформирования (3) при одноосном растяжении рассматриваемых метастабильных аустенитных сталей преобразуется к виду

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_T + K\varepsilon^N [\exp(-m\varepsilon^z)] + C[1 - \exp(-m\varepsilon^z)]^Q. \quad (8)$$

Здесь и далее параметры выражений (1)–(8) вычисляли методами математической статистики [13].

Последовательно рассмотрим влияние температуры испытания T при $T \leq M_d$, $Ni_{\text{экв}}$ (табл. 1) и термомеханических условий предварительного и повторного нагружения на закономерности деформационного упрочнения и структуру материала с определением структурных зависимостей параметров диаграмм деформирования.

2.1.1. *Понижение температуры испытания в диапазоне $M_d \dots M_n$* при одноосном растяжении стали X18H8 влияет на изменение формы диаграмм деформирования $\sigma(\varepsilon)$ в направлении повышения уровня напряжений течения и степень отклонения зависимости $\lg(\sigma - \sigma_T) - \lg \varepsilon$ от прямолинейной по мере активизации процесса образования мартенсита деформации (рис. 1 [15]).

Далее в разд. 2.1.2–2.1.4 кривые, представленные на рис. 2 (2,а – разд. 2.1.2; 2,б – разд. 2.1.3; 2,в – разд. 2.1.4), обозначены штриховыми и сплошными линиями для рассматриваемых сталей соответственно с деформационно стабильной и метастабильной структурой аустенита.

2.1.2. *Влияние характера легирования на диаграммы деформирования и структуру* рассматриваемых сталей X16H6, X18H9 и 12X18H10T при соответствующем изменении $Ni_{\text{экв}}$ в диапазоне 19,2...24,8% (табл. 1) исследуется в условиях одноосного сжатия при $T = 150$ ($T > M_d$) и 20°C ($T < M_d$) – рис. 2,а.

Для случая деформационно стабильного аустенита с ростом $Ni_{\text{экв}}$ (переход от стали X16H6 к стали 12X18H10T) уровень изменения напряжений течения исследуемых сталей $\sigma(\varepsilon)$ повышается в соответствии с увеличением уровня изменения физического уширения рентгеновских интерференций аусте-

нита при пластическом деформировании $\beta_A(\varepsilon)$ – меры плотности структурных дефектов. Повышение $\beta_A(\varepsilon)$ обусловлено активизацией твердорастворного упрочнения аустенита по мере увеличения $Ni_{\text{ЭКВ}}$ в результате закономерного обогащения его карбидообразующими легирующими элементами [12]. При этом диаграммы деформирования в интервале значений $\varepsilon = 0,02 \dots 0,4$ удовлетворительно описываются выражением (1), численные значения параметра K этого выражения увеличиваются с ростом $Ni_{\text{ЭКВ}}$ (на рис. 3, а штриховая линия) при незначительном уменьшении показателя деформационного упрочнения N (от 0,60 до 0,54).

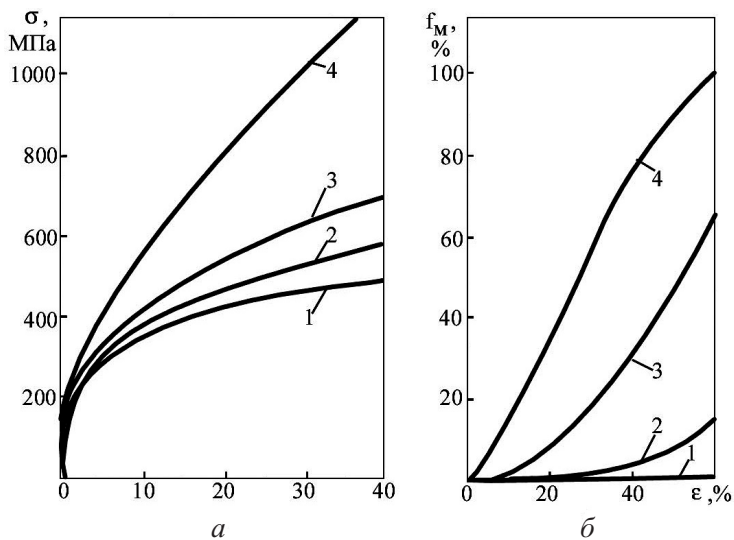


Рис. 1. Кривые изменения напряжений течения и количества мартенсита деформации стали X18N8 при $T = 90$ (1), 50 (2), 25 (3) и 0°C (4).

Как видно из рис. 2, а, изменение структурного механизма пластического деформирования от повышения плотности структурных дефектов в аустените к преимущественному развитию мартенситного превращения при переходе от деформационно стабильного к метастабильному состоянию исследуемых сталей приводит к изменению характера их деформационного упрочнения. С ростом $Ni_{\text{ЭКВ}}$ уровень изменения напряжений течения $\sigma(\varepsilon)$ понижается, и взаимоположение диаграмм деформирования изменяется по сравнению с аналогичными зависимостями $\sigma(\varepsilon)$ для деформационно стабильного аустенита. Это объясняется тем, что с ростом $Ni_{\text{ЭКВ}}$ ослабляется темп развития мартенситного превращения вследствие усиления тормозящего влияния аустенита на этот процесс, что обуславливает уменьшение температуры мартенситных точек M_d и M_n (табл. 1) и параметра m (7) – на рис. 3, а сплошная линия.

Отмеченное конкурирующее влияние параметров K и m (1), (4), (7) на деформационное упрочнение сталей исследуемых классов в стабильном и метастабильном состоянии определяет характер изменения взаимоположения их диаграмм деформирования при понижении температуры испытания от $T \geq M_d$ до $T < M_d$.

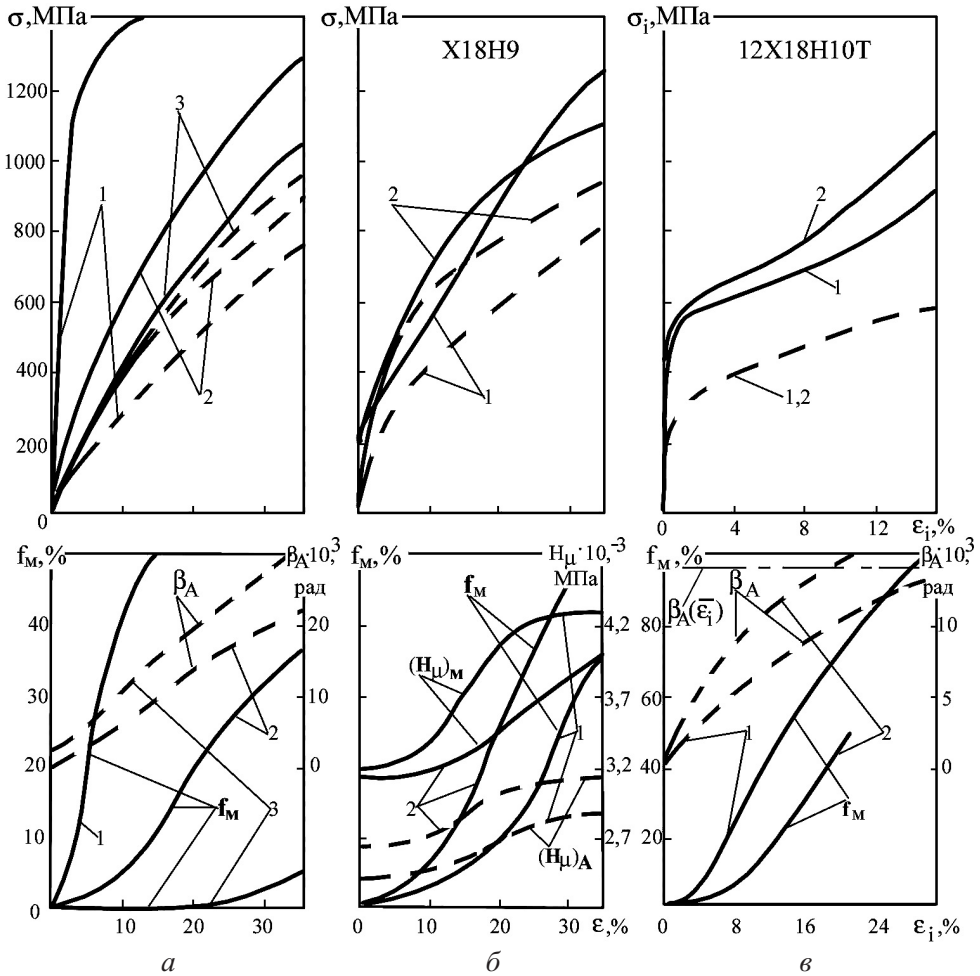


Рис. 2. Диаграммы деформирования и структурные характеристики аустенитных сталей в условиях одноосного сжатия (а, б) и одно- и равноосного растяжения (в) при температурах подавления и развития мартенситного превращения в зависимости от характера легирования (а), пластической деформации ϵ^1 , предшествующей высокотемпературному старению (б), и соотношения главных напряжений σ_z/σ_θ (в); а: 1, 2, 3 – стали X16H6, X18H9, 12X18H10T соответственно; б: 1 – $\epsilon^1 = 0$; 2 – $\epsilon^1 = 15\%$; в: 1 – $\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$; 2 – $\sigma_z/\sigma_\theta = 1$.

2.1.3. Влияние предварительных деформационно-термических воздействий на диаграммы деформирования аустенитных сталей исследуется на примере стали X18H9 при одноосном сжатии. Рассматривается влияние сочетания процессов предварительной пластической деформации ϵ^1 , изменяющейся в пределах 0...15%, и высокотемпературного старения (при 800°C, 10 ч) на сопротивляемость пластическому деформированию при температурах 150 ($T > M_d$) и 20°C ($T < M_d$). Из рис. 2,б видно, что для данной стали в стабильном и метастабильном состоянии это влияние разное.

В первом случае с увеличением ϵ^1 от 0 до 15% повышается сопротивляемость стали пластическому деформированию $\sigma(\epsilon)$ во всем диапазоне значений ϵ , во втором – несмотря на рост кривых $f_M - \epsilon$, повышение уровня

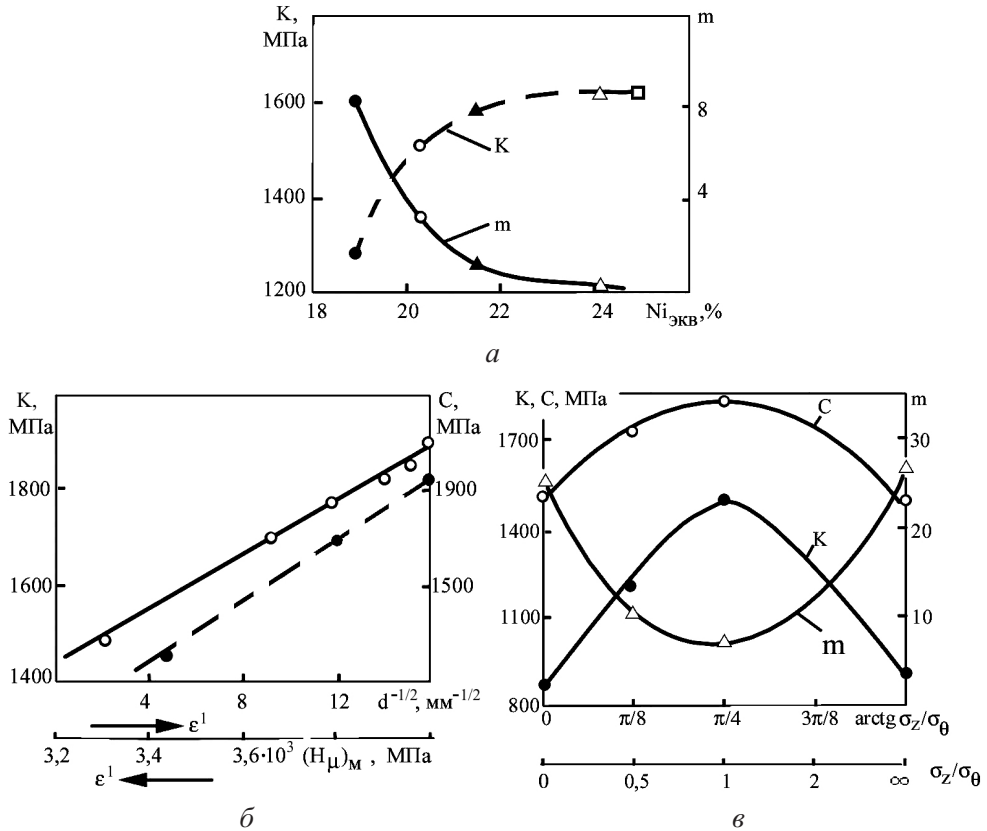


Рис. 3. Зависимость параметров выражений (1), (6), (7) – а, б и (8) – в рассматриваемых сталей от величины $Ni_{\text{ЭКВ}}$ (а), структурных характеристик аустенита и мартенсита (б) и вида напряженного состояния (в) (а: ● – X16H6, ○ – X18H8, ▲ – X18H9, △ – 2X18H9, □ – 12X18H10T; б – X18H9, ● – K, ○ – C; в – 12X18H10T.)

кривых $\sigma - \varepsilon$ существенно замедляется, при $\varepsilon > 20\%$ материал разупрочняется.

Объяснить наблюдаемые эффекты можно следующим образом. Для стали в стабильном состоянии упрочняющее влияние на исходную матричную фазу – аустенит оказывает дробление кристаллитов d с ростом ε^1 , что приводит к повышению уровня изменения микротвердости $(H_{\mu})_A - \varepsilon$ во всем интервале значений ε . Для стали в метастабильном состоянии с ростом ε^1 от 0 до 15% активизация процесса образования мартенсита деформации сопровождается снижением его прочности, что подтверждается понижением уровня кривых изменения микротвердости мартенсита $(H_{\mu})_M - \varepsilon$, которое особенно интенсивно при $\varepsilon = 15...25\%$. Обусловлено это обеднением его карбидообразующими легирующими элементами в процессе бездиффузионного мартенситного превращения. Увеличение ε^1 приводит к росту плотности структурных дефектов в аустените, что интенсифицирует процесс выделения частиц карбидной фазы $(Cr, Fe)_{23}C_6$ при высокотемпературном старении, и изменяет химсостав аустенита в направлении снижения $Ni_{\text{ЭКВ}}$ и активизации процесса образования мартенсита деформации – подобно рассмотренному

выше случаю уменьшения $Ni_{\text{экв}}$ исследуемых сталей при направленном легировании (рис. 2,а, 3,а).

Установлены линейные связи параметров K (1) и C (6) соответственно с функцией размера аустенитных кристаллитов $d^{-1/2}$, повышающей уровень деформационного упрочнения стали по мере роста ε^1 (на рис. 3,б штриховая линия), и микротвердостью мартенсита деформации $(H_{\mu})_M$, уменьшающейся с ростом ε^1 (сплошная линия). При построении зависимости $C - (H_{\mu})_M$ оценку $(H_{\mu})_M$ проводили для $\varepsilon = 20\%$.

2.1.4. Особенности влияния вида напряженного состояния на деформационное упрочнение аустенитной стали изучали на примере стали 12Х18Н10Т. Исследования проводили на тонкостенных трубчатых образцах в условиях пропорционального нагружения осевой силой и внутренним давлением при температурах 20 ($T \approx M_d$) и -160°C ($T < M_d$).

Характер деформационного упрочнения стали со стабильной и метастабильной структурой аустенита исследовали по обобщенным диаграммам деформирования в координатах интенсивность истинных напряжений σ_i – интенсивность истинных деформаций ε_i , а также по величине максимальной равномерной интенсивности пластических деформаций $\bar{\varepsilon}_i$ ($\bar{\varepsilon}_i = (\sqrt{2}/3)[(\bar{\varepsilon}_z - \bar{\varepsilon}_\theta)^2 + (\bar{\varepsilon}_\theta - \bar{\varepsilon}_r)^2 + (\bar{\varepsilon}_r - \bar{\varepsilon}_z)^2]^{1/2}$) и соответствующих продольной $\bar{\varepsilon}_z$, поперечной $\bar{\varepsilon}_\theta$ и радиальной $\bar{\varepsilon}_r$ компонент при различных значениях σ_z/σ_θ .

Отличительная особенность механического поведения данной стали – инвариантность к виду напряженного состояния обобщенных диаграмм деформирования $\sigma_i(\varepsilon_i)$ при температуре, соответствующей деформационно стабильному состоянию аустенита, и невыполнимость гипотезы о единой кривой деформирования при температуре проявления метастабильности аустенита (рис. 2,в). При этом для метастабильного аустенита уровень изменения интенсивности напряжений течения $\sigma_i(\varepsilon_i)$ при двухосном растяжении выше, чем при одноосном, и достигает максимального значения при равноосном растяжении.

Для стали с деформационно стабильной и метастабильной структурой экспериментально подтверждена выполнимость соотношений (2), (3) и (5) – (8), справедливых для одноосного растяжения аустенитных сталей при условии подстановки в соответствующие формулы показателей интенсивности истинных напряжений и деформаций ($\sigma_{iT}, \sigma_i(\varepsilon_i), \sigma_{iA}, \sigma_{iM}, f_M(\varepsilon_i)$) [2–4].

При этом параметры K и N выражения (5) определяли путем аппроксимации функцией $K(\varepsilon_i)^N$ начального участка кривой $\sigma_i(\varepsilon_i)$ при $T = -160^\circ\text{C}$, для которого выполняется линейная зависимость $\lg[\sigma_i(\varepsilon_i) - \sigma_{iT}] - \lg \varepsilon_i$.

Численные значения параметров выражения (8) для рассмотренных соотношений главных напряжений σ_z/σ_θ представлены на рис. 3,в. Видно, что при переходе от линейного напряженного состояния к плоскому увеличиваются коэффициенты деформационного упрочнения K и C , характеризующие соответственно прочность аустенита и мартенсита деформации, и уменьшается параметр t вследствие ослабления интенсивности образования мартенсита деформации $f_M - \varepsilon_i$ (рис. 2,в).

Выявленные особенности механического поведения исследуемой стали при двухосном растяжении обусловлены спецификой влияния вида напряженного состояния на структурные параметры деформационно стабильного аустенита и наследованием предмартенситной структуры аустенита мартенситом деформации в условиях деформационной нестабильности стали.

Ранее [2, 9] было показано, что при двухосном растяжении деформационно стабильной стали по сравнению с одноосным активизация процесса повышения плотности структурных дефектов в аустените и одновременное уменьшение величины максимальной равномерной интенсивности пластических деформаций $\bar{\varepsilon}_i$ происходят таким образом, что соответствующее $\bar{\varepsilon}_i$ значение структурного параметра материала $\beta_A(\bar{\varepsilon}_i)$ становится инвариантным к виду напряженного состояния (рис. 2, в). При этом темп достижения $\beta_A(\bar{\varepsilon}_i)$ при двухосном растяжении по сравнению с одноосным увеличивается (рис. 2, в), что можно объяснить экспериментально установленным возрастающим вкладом в интенсивность пластических деформаций $\varepsilon_i = \varepsilon_i(\varepsilon_z, \varepsilon_\theta, \varepsilon_r)$ радиальной сжимающей компоненты $|\varepsilon_r|$, максимальное значение которой при фиксированном ε_i получено при $\sigma_z/\sigma_\theta = 1$. Рост компоненты $|\varepsilon_r|$ вызывает характерную для процесса сжатия ГЦК-металлов последовательную переориентацию всех систем скольжения в кристаллографическом направлении [110]. Причиной такой переориентации является повышение плотности винтовых дислокаций, способствующих развитию поперечного скольжения [16]. Ее проявление для аустенитной стали подтверждается усилением и совершенствованием при двухосном растяжении аксиальной текстуры сжатия [110], а также соответствующим изменением идеальных ориентировок ограниченной текстуры из-за разворота аустенитных кристаллитов в направлении совмещения кристаллографической оси [110] с компонентой ε_r [9].

Однотипный характер влияния σ_z/σ_θ на ход кривых $\beta_A(\varepsilon_i)$ и $|\varepsilon_r(\varepsilon_i)|$, а также согласованная независимость предельных значений структурной $\beta_A(\bar{\varepsilon}_i)$ и механической $|\varepsilon_r(\bar{\varepsilon}_i)|$ характеристик от σ_z/σ_θ [9], позволяют заключить, что активизируемый радиальной сжимающей компонентой при двухосном растяжении процесс поперечного скольжения дислокаций обуславливает наблюдаемое ускорение темпа роста плотности структурных дефектов и, как следствие, формирование при меньших значениях ε_i структурного состояния материала, соответствующего максимальной равномерной интенсивности пластических деформаций $\bar{\varepsilon}_i$. Последнее является причиной снижения указанной характеристики пластичности и показателя деформационного упрочнения $N(2)$ стали в стабильном состоянии при переходе от одноосного растяжения к двухосному, что практически нивелирует чувствительность обобщенных диаграмм деформирования $\sigma_i(\varepsilon_i)$ к виду напряженного состояния (рис. 2, в).

Для стали в метастабильном состоянии степень стимулирования бездиффузионного мартенситного превращения и морфология формирующегося мартенсита деформации в зависимости от вида напряженного состояния определяют влияние последнего на ход кривых $\sigma_i - \varepsilon_i$.

На рис. 4, а–в показана эволюция исходной структуры нормализованных сталей 12X18H10T (а, в) и X16H6 (б) после термообработки и пластического деформирования. Рис. 4, а соответствует фрагменту аустенитного зерна с еди-

ничными дислокациями при $\varepsilon_i = 0$ и $f_M = 0$, плотность которых составляет 10^8 см^{-2} . Рис. 4,б отражает усложнение дислокационной структуры аустенита при развитии мартенситного превращения в процессе охлаждения (количество мартенсита охлаждения $f_M^0 = 45\%$), рис. 4,в – микроструктуру мартенсита деформации при $T = -160^\circ\text{C}$, $\varepsilon_i = 15\%$ и $\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$. Присущая стабильному аустениту большая плотность структурных дефектов при двухосном растяжении по сравнению с одноосным сохраняется также для предмартенситного состояния аустенита метастабильной (при температуре -160°C) стали. Так, для фиксированного значения $\varepsilon_i = 4\%$, предшествующего интенсивному развитию мартенситного превращения, плотность дислокаций в аустените в условиях одноосного ($\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$) и равноосного ($\sigma_z/\sigma_\theta = 1$) растяжения составляет соответственно $9 \cdot 10^9$ и $15 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Такое увеличение плотности дислокаций в аустените наследуется мартенситом деформации, что проявляется в повышении плотности дислокаций в его рейках, степени их дисперсности и разориентации и приводит к росту прочности.

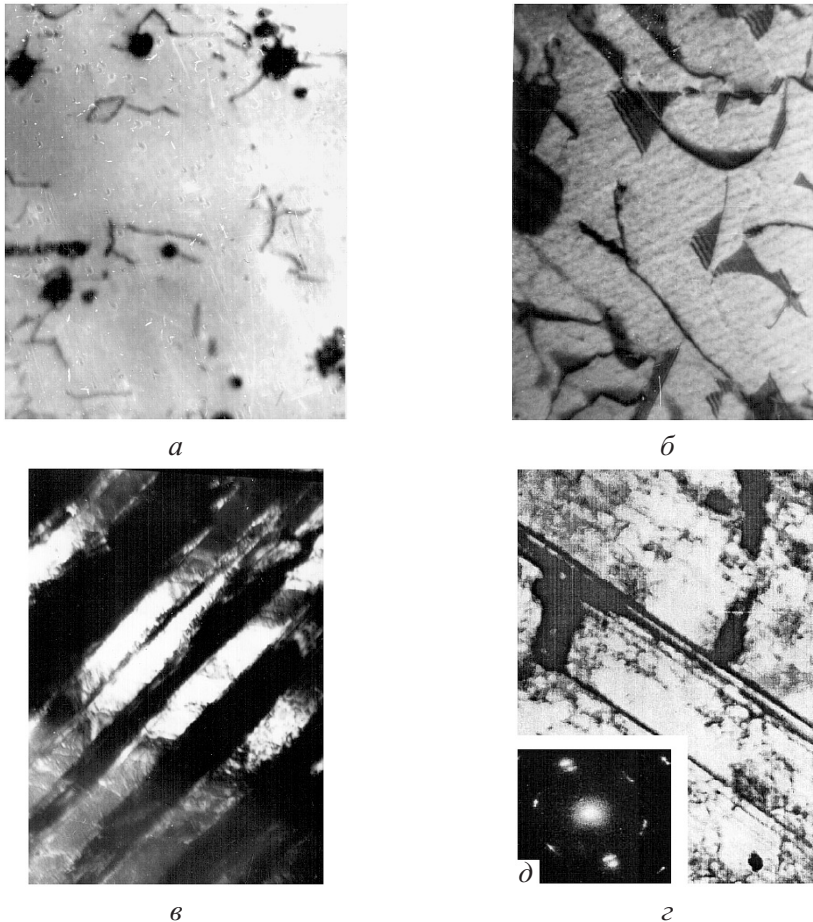


Рис. 4. Микроструктура (а-в) и микродифракция (д) сталей 12X18H10T (а, в, з) и X16H6 (б) после термообработки (а, б), пластического деформирования образца без трещины (в) и в зоне предразрушения у вершины трещины нормального отрыва (з, д): а – $\varepsilon_i = 0$, $f_M = 0$; б – $\varepsilon_i = 0$, $f_M^0 = 45\%$; в – $\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$, $\varepsilon_i = 15\%$; $\times 20000$.

Следствием указанного изменения структуры и свойств аустенита и мартенсита деформации при двухосном растяжении по сравнению с одноосным является повышение уровня изменения интенсивности напряжений течения $\sigma_i(\varepsilon_i)$ метастабильной аустенитной стали (рис. 2,в), рост параметров K и C , несмотря на ослабление темпа развития мартенситного превращения, обуславливающее снижение параметра m (7), (8) – рис. 3,в.

2.2. Структура пластической зоны и трещиностойкость стали при температурах подавления и развития процесса образования мартенсита деформации. Для нормализованной стали 12X18H10T с исходными значениями размера зерна $d_0 = 30$ мкм и плотности дислокаций $\rho_0 = 10^8$ см⁻² при статическом и малоцикловом растяжении образцов с трещиной нормального отрыва при температуре 20°C в пластической зоне в окрестности ее вершины наблюдается широкий спектр структур аустенита, последовательно изменяющихся по мере приближения к фронту трещины. Указанная последовательность включает полосы скольжения, дислокационные скопления, сетчатую структуру, клубковые сплетения, равноосные и вытянутые незамкнутые ячеистые дислокационные структуры, а также мартенсит деформации непосредственно у края трещины в виде длинных тонких прямых кристаллов, что подтверждается появлением его рефлексов на микродифракционных картинах (рис. 4,з,д). Градиент изменения этих структур соответствует характеру распределения деформаций в пластической зоне и детально описан ранее [5]. Подобная эволюция дислокационной структуры аустенита рассматриваемой стали наблюдалась с ростом величины пластической деформации на стадии деформационного упрочнения и предразрушения при одноосном растяжении образцов без трещин. При этом мартенсит деформации в зоне предразрушения не выявлен.

На рис. 5,а для случая малоциклового нагружения стали 12X18H10T при температуре испытания 20 и 300°C приведены кривые изменения микротвердости H_μ , физического уширения рентгеновских интерференций (311) аустенита β_A и количества мартенсита деформации f_M в зависимости от расстояния до края трещины (в направлении y , перпендикулярном направлению ее движения). Полученные кривые сопоставляли с зависимостями аналогичных параметров структуры от ε в условиях одноосного растяжения образцов без трещин при 20°C (рис. 5,б).

Основные различия сопоставляемых структур: для области предразрушения, распространяющейся при температуре испытания 20°C на расстояние до 0,2 мм, характерны двухфазная мартенситно-аустенитная структура с резким градиентом уменьшения количества мартенсита по мере удаления от края трещины, не имеющая аналога при одноосном растяжении образцов без трещин; существенное снижение уровня изменения кривых $H_\mu - y$ и $\beta_A - y$ в окрестности вершины трещины по сравнению с таковым при пластическом деформировании в условиях статического растяжения образцов без трещин.

Интенсификация фазового (мартенситного) превращения может быть связана с концентрацией растягивающих напряжений в зоне предразрушения у вершины трещины [17] и сопутствующей деформационному наклепу деструкцией материала [5]. Указанные эффекты способствуют увеличению объема материала, а следовательно, и развитию мартенситного превращения, что

приводит к повышению температуры мартенситной точки M_d . Микропоры, образующиеся в пластической зоне при зарождении микротрещин, обуславливают также выявленную релаксацию микроскажений кристаллической решетки аустенита, что проявляется в уменьшении уровня изменения кривых $\beta_A - \gamma$ в пластической зоне как при температуре развития ($T = 20^\circ\text{C} < M_d$), так и подавления ($T = 300^\circ\text{C} > M_d$) мартенситного превращения в зоне предразрушения.

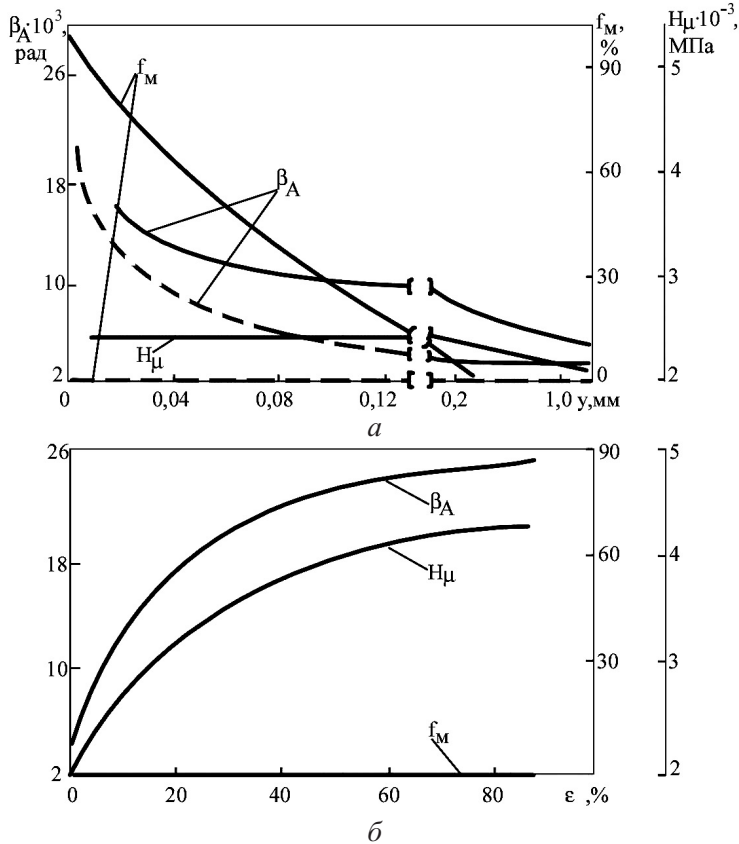


Рис. 5. Изменение структурных характеристик стали 12X18H10T при температурах развития и подавления мартенситного превращения в окрестности вершины трещины при малоцикловом нагружении (а) и статическом растяжении образцов без трещин (б). а: сплошные линии – $T = 20^\circ\text{C}$, штриховые – $T = 300^\circ\text{C}$.

Роль мартенсита деформации в повышении показателей трещиностойкости рассматриваемой стали была выявлена на основе результатов сравнительного анализа процесса малоциклового нагружения при указанных температурах испытания, соответствующих развитию и подавлению мартенситного превращения у вершины трещины. В табл. 2 представлены соответствующие данные о влиянии фазового состава зоны предразрушения на число циклов до разрушения N_1 и N_2 , разрушающее напряжение S_k и критическую длину трещины l_c .

Объяснение наблюдаемого роста показателей трещиностойкости при температуре малоциклового нагружения 20°C проводится с позиций повышения

энергоёмкости процесса разрушения за счет увеличения протяженности зоны интенсивных структурных изменений, упрочняющего воздействия формирующегося мартенсита деформации (рис. 5,а) и усиления активности элементов структуры – фазовой перекристаллизации, подвижности дислокаций, их закономерного перераспределения, коагуляции и повышения плотности микропор.

Т а б л и ц а 2

Показатели трещиностойкости и фазовый состав зоны предразрушения у вершины трещины стали 12Х18Н10Т в зависимости от температуры малоциклового нагружения

Фазовый состав зоны предразрушения	$T, ^\circ\text{C}$	$N_1,$ цикл	$N_2,$ цикл	$S_k,$ МПа	$l_c,$ мм
Мартенсит + аустенит	20	3350	1960	1220	7,9
Аустенит	300	1950	780	700	5,3

В рамках предложенного подхода [5] и при его дальнейшем развитии исследована анизотропия трещиностойкости при статическом нагружении ряда стареющих сплавов со структурной и кристаллографической текстурой проката [18]. Вопросы анизотропии трещиностойкости при циклическом нагружении пластически деформированных металлов рассмотрены в работе [19].

Заключение. Обобщены результаты исследования влияния структуры на закономерности деформационного упрочнения аустенитных сталей при температурах подавления и развития мартенситного превращения с учетом их химсостава и термомеханических условий нагружения.

Показано, что при температурах подавления мартенситного превращения рост величины $N_{i_{\text{эКВ}}}$, предварительной деформации, предшествующей высоко-температурному старению, а также переход от линейного к плоскому напряженному состоянию активизируют дробление аустенитных кристаллитов, увеличение плотности структурных дефектов и микротвердости, что приводит к повышению уровня деформационного упрочнения стали в условиях линейного напряженного состояния, инвариантности напряжений течения к виду напряженного состояния и снижению пластичности материала при двухосном растяжении.

При температурах проявления метастабильности аустенита уровень изменения напряжений течения рассматриваемых сталей определяется структурой и химсоставом деформационно стабильного аустенита, а также особенностями их наследования мартенситом деформации при бездиффузионном фазовом превращении, что обуславливает как деформационное упрочнение, так и разупрочнение стали при линейном напряженном состоянии и повышение уровня изменения напряжений течения при двухосном нагружении.

Установлены корреляционные связи структурных характеристик материала с параметрами аналитических выражений диаграмм деформирования, отражающие условия согласующегося либо конкурирующего влияния прочности аустенита, интенсивности процесса образования мартенсита деформации, его количества и прочности на сопротивляемость стали пластическому деформированию.

Структурно обоснованы повышение температуры начала образования мартенсита деформации и релаксация микроискажений кристаллической решетки аустенита в пластической зоне при статическом и малоцикловом нагружении образцов с трещиной нормального отрыва по сравнению с механически бездефектным материалом. Выявлено определяющее влияние мартенсита деформации и размера зоны предразрушения у вершины трещины на повышение показателей трещиностойкости материала при малоцикловом нагружении.

Резюме

Узагальнено результати дослідження впливу структури на закономірності зміни напружень течії та тріщиностійкості ряду аустенітних сталей при температурах стримання і розвитку мартенситного перетворення з урахуванням їх хімічного складу і способу навантаження. Установлено кореляційні зв'язки структурних характеристик сталей розглянутого класу з параметрами аналітичних виразів їх діаграм деформування щодо визначення умов конкуруючого впливу міцності аустеніту, інтенсивності процесу утворення мартенситу деформації, його кількості і міцності на деформаційне зміцнення матеріалу. Структурно обгрунтовано специфіку формування показників його тріщиностійкості.

1. *Нижник С. Б., Дмитриева Е. А.* Исследование моделей деформационного упрочнения конструкционных сталей при направленном уменьшении размера их структурных элементов // Пробл. прочности. – 2011. – № 4. – С. 136 – 146.
2. *Нижник С. Б., Ковальчук Б. И., Истомина Э. С., Дмитриева Е. А.* Структура и механические свойства аустенитной стали при низкотемпературном деформировании в условиях линейного и плоского напряженного состояния // Там же. – 1978. – № 1. – С. 81 – 86.
3. *Ковальчук Б. И., Зайцева Л. В.* К построению уравнений связи между напряжениями и деформациями метастабильных материалов с мартенситным превращением при пропорциональном нагружении // Там же. – 1999. – № 3. – С. 17 – 28.
4. *Lebedev A. A. and Kosarchuk V. V.* Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels // Int. J. Plasticity. – 2000. – 16. – P. 749 – 767.
5. *Каминский А. А., Нижник С. Б., Усикова Г. И.* Взаимосвязь структуры пластической зоны у вершины трещины с исходной структурой и трещиностойкостью стали // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – 23, № 11. – С. 1483 – 1499.
6. *Нижник С. Б., Черняк Н. И.* Диаграммы деформирования и структура нержавеющей сталей переходного класса // Пробл. прочности. – 1974. – № 4. – С. 70 – 73.
7. *Каминский А. А., Бастун В. Н.* Деформационное упрочнение и разрушение металлов при переменных процессах нагружения. – Киев: Наук. думка, 1985. – 167 с.

8. *Бастун В. Н., Нижник С. Б., Островская В. П. и др.* О влиянии структуры на сопротивление разрушению аустенитной стали при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – № 2. – С. 53 – 57.
9. *Нижник С. Б.* Влияние структуры на деформационное упрочнение аустенитной и мартенситно-старееющей сталей при плоском напряженном состоянии // Металлы. – 1992. – № 1. – С. 152 – 158.
10. *Nizhnik S. B. and Dmitrieva E. A.* Predicting the strain hardening characteristics of ageing alloys under combined loading // Int. Appl. Mech. – 2007. – **43**, No. 6. – P. 683 – 689.
11. *Еремин Н. И., Журов А. П., Барац Н. К.* Магнитно-металлографическое исследование мартенситного превращения в нержавеющей сталях в связи с охрупчиванием при холодной деформации // Дефектоскопия. – 1968. – № 6. – С. 15 – 21.
12. *Фирстов С. А.* Особенности деформации и разрушения микро- и нанокристаллических материалов // Прогресивні матеріали і технології / Під заг. ред. І. К. Походні. – Київ: Академперіодика НАН України, 2003. – Т. 2. – С. 610 – 630.
13. *Нижник С. Б., Миклухин О. Г., Фортунатова Н. Н.* Моделирование диаграмм деформирования метастабильных аустенитных сталей с учетом характера легирования // Пробл. прочности. – 1988. – № 11. – С. 9 – 14.
14. *Spencer K., Embury J. D., Conlon K. T., et al.* Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels // Mater. Sci. Eng. A. – 2004. – **387-389**, No. 1-2. – P. 873 – 881.
15. *Rosen A., Tabo R., and Kfer T.* Tensile properties of metastable stainless steels // J. Mater. Sci. – 1972. – **7**, No. 8. – P. 870 – 876.
16. *Вассерман Г., Гревен И.* Текстура металлических материалов. – М.: Металлургия, 1969. – 654 с.
17. *Блюменауэр Х., Зумхофф Б.* Рентгенографическое определение распределения напряжений на образцах с усталостными трещинами // Пробл. прочности. – 1981. – № 3. – С. 18 – 20.
18. *Kaminsky A. A. and Nizhnik S. B.* Anisotropy of the fracture toughness of structurally inhomogeneous ageing alloys // Int. Appl. Mech. – 2009. – **45**, No. 9. – P. 1016 – 1022.
19. *Bastun V. N.* On fracture toughness of orthotropic metallic materials under cyclic loading // Ibid. – No. 7. – P. 780 – 785.

Поступила 17. 11. 2010