

Исследование моделей деформационного упрочнения конструкционных сталей при направленном уменьшении размера их структурных элементов

С. Б. Нижник, Е. А. Дмитриева

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

fract@inmech.kiev.ua

Проанализирован ряд структурно-механических моделей деформационного упрочнения и проведена их экспериментальная апробация на сталях аустенитного и ферритно-перлитного класса при последовательном уменьшении размера структурных элементов методами термо-механических воздействий. Рассмотрено влияние типа кристаллической решетки матричной фазы сопоставляемых сталей на эволюцию их структуры от зеренного и мезоуровня к микро- и субмикроуровню. Отмечено активизирующее влияние трещины нормального отрыва на развитие мартенситного превращения у ее вершины, что обуславливает одновременное повышение показателей прочности и циклической трещиностойкости аустенитной стали.

Ключевые слова: модели деформационного упрочнения, стали, структурные уровни деформирования, зона предразрушения у вершины трещины.

Введение. Регулируемое изменение характеристик прочности, пластичности и трещиностойкости широко используемых в промышленности конструкционных сталей и сплавов применительно к процессам формообразования и упрочнения элементов конструкций современной техники базируется на известных и развиваемых структурно-механических моделях деформационного упрочнения и разрушения металлических материалов [1–7].

В данной работе для прогнозирования и повышения характеристик прочности ряда классов конструкционных сталей ограничимся рассмотрением деформационно стабильных материалов, не испытывающих присущие метастабильным материалам фазовые превращения при пластическом деформировании, которые существенно усложняют модели деформационного упрочнения [4–7].

Аналитические выражения связи между прочностными и структурными характеристиками деформационно стабильных материалов включают размерные параметры и свойства структурных элементов и изменяются с уменьшением размеров последних от зеренного и мезоуровня к микро- и наноуровню. Пределы изменения размеров структурных элементов на каждом из указанных уровней должны отвечать соответствующим моделям деформационного упрочнения, определяющим механические свойства материала. В связи с этим постановке задачи исследования будет предшествовать краткое изложение состояния вопроса о механизмах эволюции структуры материала и основных признаках предельных размеров структурных элементов, изменяющих аналитические выражения связи между прочностными и структурными характеристиками.

Состояние вопроса и постановка задачи исследования. Проанализируем структурно-механические модели деформационного упрочнения и пределы их применения к конструкционным металлам при направленном уменьшении размеров структурных элементов методами термомеханических воздействий.

Основные соотношения, описывающие деформационное упрочнение материала. Наиболее распространенными эмпирическими уравнениями, связывающими истинные напряжения σ с истинными деформациями ε на макроуровне, являются уравнения Холломоны и Людвига 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 [8]. Здесь σ_T – предел текучести материала; K и N – коэффициент и показатель деформационного упрочнения.

В ряде случаев параметры K и N этих выражений монотонно уменьшаются с ростом пластической деформации с возможным выявлением “дубль-N” либо многозвенных связей между напряжениями и деформациями [3].

Причина наблюдаемых перегибов на кривых деформационного упрочнения чаще всего объясняется с позиций развиваемых физических представлений о зависимости параметров K и N от размера зерен, плотности дислокаций и типа формирующейся дислокационной структуры. Эволюция последней по мере повышения пластической деформации в самом общем виде проявляется в постепенной трансформации хаотически распределенных дислокаций леса в дислокационные скопления и далее в сетчатую, клубковую и ячеистую неразориентированную и разориентированную структуры при закономерном уменьшении размера дислокационных ячеек и увеличении плотности дислокаций по их границам [9].

Первое слагаемое выражения (2) может быть описано уравнением Холла–Петча [1]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}, \quad (3)$$

где σ_0 – напряжение, учитывающее трение кристаллической решетки, связанное с периодическим характером расположения атомов, и твердорастворное упрочнение. Второе слагаемое выражения (3) отражает вклад зернограницного упрочнения при использовании в качестве параметра d размера определяющих структурных элементов (зерна, субзерна, дислокационных ячеек), границы которых препятствуют процессу скольжения; параметр k_y , равный 0,38 и 0,64 МПа·м^{1/2} соответственно для металлов с гранцентрированной кубической (ГЦК) и объемно центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решеткой, связан с условиями передачи скольжения через границу структурного элемента.

Второе слагаемое выражения (2) $\sigma_{\text{дисл}} = K\varepsilon^N$ описывает прирост деформационного упрочнения материала, обусловленный эволюцией его структуры с ростом величины пластической деформации. В работах [2, 3, 9–14] на примерах ряда сплавов на основе железа, тугоплавких металлов и композитных материалов качественно оценены характерные размеры структурных элементов, в пределах изменения которых на мезо-, микро- и наноуровнях происходит смена механизма деформационного упрочнения.

Мезоструктурное состояние материала ($d = 20 \dots 1$ мкм [3, 11]). В рамках модели Конрада [2] получим

$$\sigma_{\text{дисл}}(\varepsilon) = \eta\alpha_1 Gb[\rho(\varepsilon)]^{1/2}, \quad (4)$$

где G и b – модуль сдвига и вектор Бюргерса; $\rho(\varepsilon)$ – плотность дислокаций; $\alpha_1 = 0,2, \dots, 1,0$ – параметр, отражающий меру проницаемости дислокационного ансамбля скользящими дислокациями; η – параметр, характеризующий степень неоднородности распределения дислокаций. Значение $\eta = 1$ соответствует однородному распределению дислокаций леса в области небольших пластических деформаций и структурным состояниям материала, формирующимся при переходе от дислокаций леса к ячейкам, стенки которых имеют явно выраженное дислокационное строение и оказывают сопротивление движению дислокаций по типу дислокаций леса. В указанном диапазоне структурных изменений при выполнении пропорциональной связи плотности дислокаций в материале с величиной, обратной размеру структурного элемента, справедливо выражение

$$\sigma_{\text{дисл}}(\varepsilon) = k'_y [d(\varepsilon)]^{-1/2}. \quad (5)$$

Условие (5) сохраняется при уменьшении d до критического размера разориентированных дислокационных ячеек $d_{\text{кр}} \approx 1$ мкм, что соответствует нижнему пределу мезоуровня. Точное значение $d_{\text{кр}}$ зависит от материала и термомеханических условий нагружения.

Микроструктурное состояние материала ($d = 1,0 \dots 0,1$ мкм [9, 12]). При дальнейшем дроблении структурных элементов в диапазоне $d = 1,0 \dots 0,1$ мкм показатель выражения (5) изменяется от $-1/2$ до -1 . Соответствующее изменение зависимости напряжений течения от структурного параметра d согласно работам [9, 11, 12] объясняется спецификой строения границ структурных элементов, обуславливающей изменение характера взаимодействия пограничных дислокаций с уменьшением расстояния между границами. В этом случае возможна смена механизма деформирования от дислокационного к дислокационно-дисклинационному, что проявляется в исчезновении части границ, образованных на предыдущих стадиях деформирования, в результате поворотов соответствующих структурных элементов вплоть до исчезновения их разориентировки.

Наноструктурное состояние материала ($d \leq 0,1$ мкм [10, 11]). Следующий размерный эффект связан с переходом к субмикро- и наноструктурам. Необходимое для формирования наноструктур деформационного происхождения дальнейшее уменьшение размера структурных элементов оказалось

возможным благодаря интенсификации процесса пластического деформирования в результате развития в последнее время новых технологических приемов прессования и проката. Для наноматериалов экспериментально наблюдается как повышение, так и насыщение либо снижение прочности, что связано соответственно с упрочнением или ослаблением границ фрагментированных структур. Однако детали механизма формирования и изменения комплекса их механических свойств в зависимости от химсостава и термомеханических условий нагружения изучены недостаточно. В то же время данные проведенных исследований [3, 10] свидетельствуют о перспективности создания наноматериалов с оптимальным сочетанием малых размеров структурных элементов с высокой прочностью их границ для одновременного повышения прочности и трещиностойкости.

Из изложенного следует, что многостадийность деформационного упрочнения и возможное разупрочнение либо дополнительное упрочнение материала, вызванные изменением механизма формирования его прочностных свойств в определенных пределах уменьшения размера структурных элементов, позволяют объяснить наблюдаемые экспериментально многозвенные диаграммы деформирования, описываемые выражениями (1), (2).

В данной работе экспериментально обосновываются условия и пределы применимости исследуемых моделей деформационного упрочнения для ряда конструкционных сталей с различным типом кристаллической решетки матричных фаз при изменении в широких пределах размеров структурных элементов (от зеренного к верхнему пределу наноуровня) методами термомеханических воздействий. Рассматривается роль трещины нормального отрыва в повышении характеристик прочности и трещиностойкости стали при условии изменения ее структурного состояния в зоне предразрушения от деформационно стабильного к метастабильному.

Материал и методики эксперимента. Исследование проводили на примере сталей аустенитного (X18H9, 12X18H10T) и ферритно-перлитного (12Г [15]) класса. Изменение характеристик прочности и пластичности указанных сталей в широком диапазоне обеспечивалось путем направленного измельчения их структуры.

Ниже кратко излагаются основные способы термической и термомеханической обработки, приводящие к уменьшению размера структурных элементов рассматриваемых сталей в пределах зеренной структуры материала и ее последующей трансформации в мезо-, микро- и субмикроструктуру, а также методики структурных исследований и механических испытаний.

Способы термических и термомеханических воздействий. Дробление зерен, субзерен и дислокационных ячеек матричной фазы от 50 до 0,15 мкм для сталей аустенитного и ферритно-перлитного класса достигалось соответствующим понижением температуры закалки [15], сочетанием процессов пластической деформации и высокотемпературного старения [5], а также путем промышленного проката тонкостенных труб из толстостенных трубных заготовок с различной степенью деформации ε [16] и протяжки проволоки на разную величину обжатия μ [15]. При этом для труб из аустенитной стали истинную деформацию $\varepsilon = (F_1 - F_2)/F_1$ изменяли в пределах 0,415...

...0,963, $\mu = F_1/F_2$ – в пределах 1,71...27,0; для проволоки из ферритно-перлитной стали μ изменяли в пределах 1,27...3,06 (индексы 1 и 2 соответствуют начальной и конечной площади поперечного сечения изделия F).

Методики структурных исследований. Комплексное исследование структуры и фазового состава аустенитных сталей проводили методами световой и электронной микроскопии на микроскопах МИМ-8 и УЭМВ-100К и рентгеноструктурного анализа на установках ДРОН-2.0 и УРС-55 в FeK_α -излучении при использовании методик, описанных ранее [4, 16–19].

Исследовали эволюцию тонкой кристаллической и дислокационной структуры материала в зависимости от температурно-силовых условий нагружения, количественно оценивали размеры зерен, субзерен (кристаллитов) и дислокационных ячеек. Микротвердость H_μ измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 и 1 Н.

Методики механических испытаний. Механические испытания при статическом нагружении проводили на машине ЦДМУ-30т, оснащенной специальными приставками.

Характеристики прочности (пределы текучести и прочности $\sigma_T = \sigma_{0,2}$ и σ_B) и пластичности (равномерная составляющая остаточного удлинения $\bar{\epsilon}^p$) в условиях одноосного растяжения стандартных образцов определяли по методикам работ [5, 17].

Методики структурных исследований и механических испытаний стали ферритно-перлитного класса изложены в [15].

Результаты исследования и их обсуждение. Последовательно рассмотрим эволюцию дислокационной структуры аустенитной стали с ростом величины пластической деформации при переходе от одноосного растяжения ($\epsilon = 0...0,1$) к деформированию в условиях холодного проката ($\epsilon = 0,415...0,963$), а также справедливость и пределы применимости выражений (3) и (4) к описанию экспериментально установленных связей пределов текучести и напряжений течения сталей аустенитного и ферритно-перлитного класса с размерами структурных элементов d и плотностью дислокаций $\rho(\epsilon)$ при их постепенном изменении от зеренного к субмикроуровню.

На рис. 1,а–д (а – световая, б–е – электронная микроскопия) показана эволюция исходной структуры стали 12Х18Н10Т с ростом величины пластической деформации при одноосном растяжении и прокате.

Аналогичная последовательность мезо- и микроструктур исследуемой стали наблюдалась в пластической зоне у вершины трещины при статическом и малоцикловом нагружении образцов с трещиной нормального отрыва [17]. Характер их локализации соответствует градиенту величины пластической деформации по мере приближения к вершине трещины. В качестве примера на рис. 1,е приведена незамкнутая ячеистая дислокационная структура в зоне предразрушения при статическом нагружении, формирующаяся в результате исчезновения части границ дислокационного происхождения при смене механизма деформирования от дислокационного к дислокационно-дисклинационному [3, 9].

Проведем экспериментальную апробацию рассмотренных выше структурно-механических моделей деформационного упрочнения.

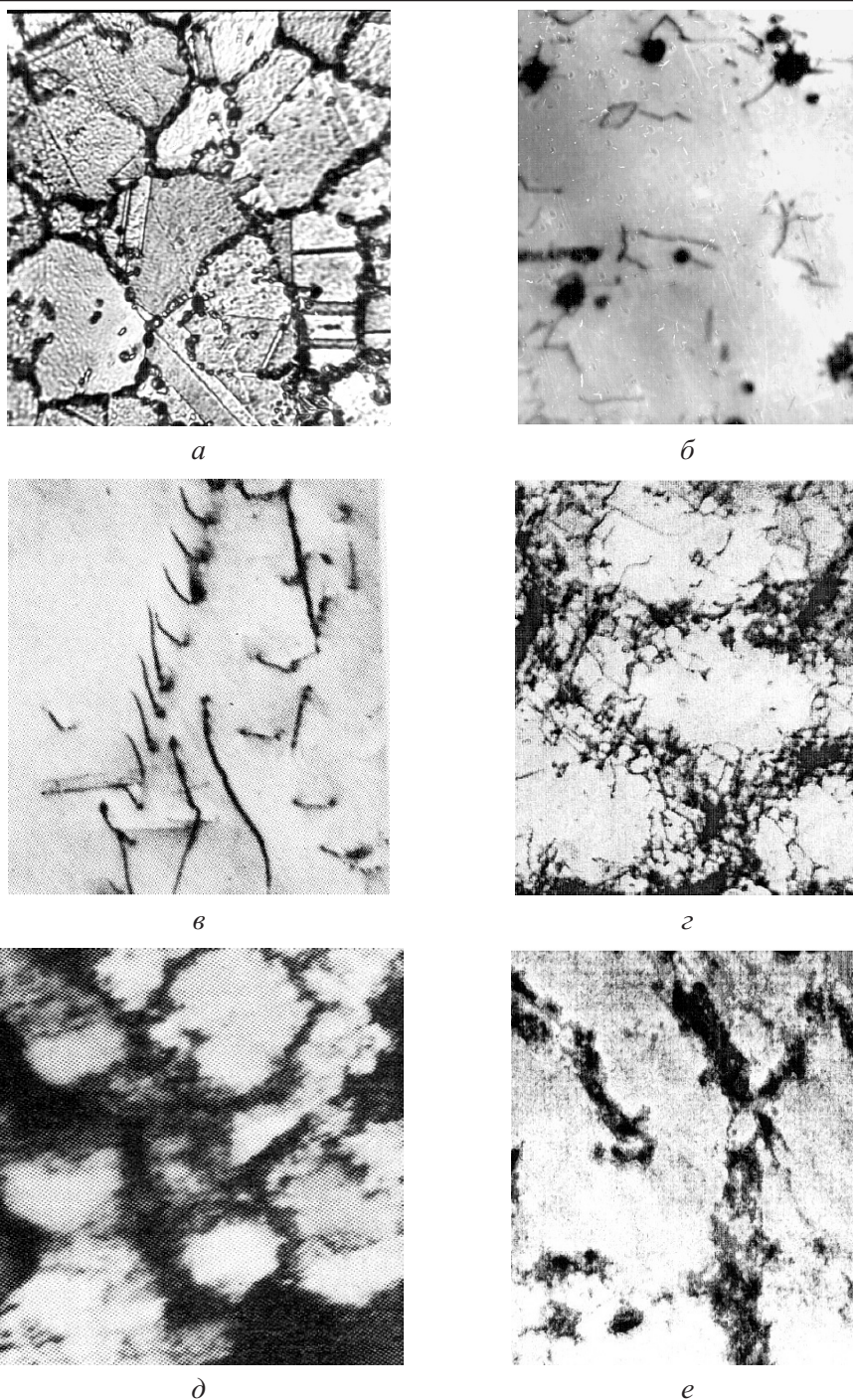


Рис. 1. Эволюция микроструктуры стали 12X18H10T в зависимости от величины пластической деформации при 20°C и способа нагружения: а, б – зеренная и единичные дислокации внутри зерен при $\epsilon = 0$; в, г – дислокационные скопления и ориентированная ячеистая структура с дислокационным строением границ при одноосном растяжении до $\epsilon = 2,5$ и 10%; д – ячеистая структура с повышенной плотностью дислокаций по границам при прокате, $\epsilon = 80\%$; е – незамкнутая ячеистая дислокационная структура в зоне предразрушения у вершины трещины ($a - d = 50$ мкм, г - д = 1,5 мкм, д - д = 0,3 мкм; а - $\times 450$, б - $\times 20000$, в-е - $\times 30000$).

Справедливость выражения (3) подтверждается для сталей 12Х18Н10Т и Х18Н9 в интервале значений $d = 50 \dots 0,3$ мкм при $\sigma_0 = 150$ МПа и $k_y = 0,38$ МПа \cdot м^{1/2} (рис. 2,а). Это свидетельствует о том, что для аустенитных сталей (с ГЦК-решеткой) в указанном диапазоне значений d отмечается лишь переход от зеренной к мезоструктуре, когда имеет место однотипный дислокационный механизм деформационного упрочнения, и границы дислокационных ячеек выполняют функции границ зерен. При этом не происходит формирование дислокационных структур нового типа.

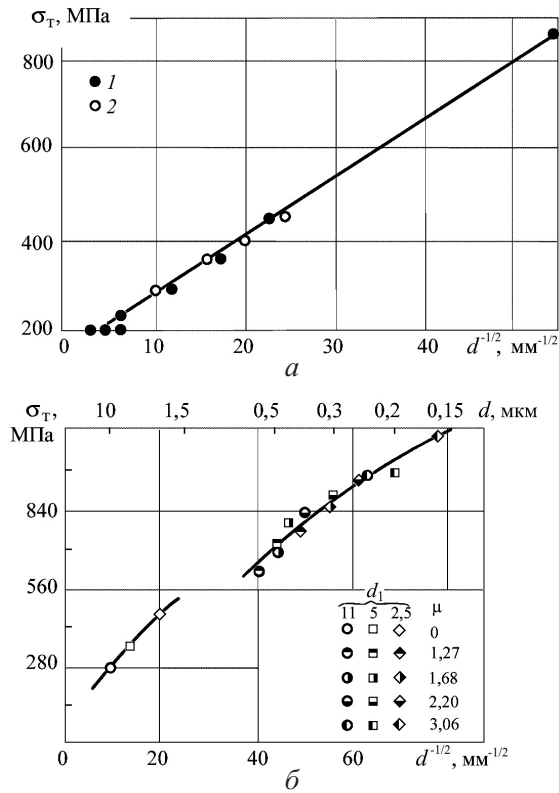


Рис. 2. Графические выражения зависимости (3) для сталей 12Х18Н10Т (1), Х18Н9 (2) – а и 12Г – б. (Точки на рис. 2,б соответствуют величине обжатия μ при протяжке стальной проволоки с исходной величиной зерна d_1 , варьируемой режимами термообработки [15].)

Дальнейшее дробление структурных элементов в стали 12Х18Н10Т достигалось за счет усиления степени наклепа материала прокатанных на один размер тонкостенных труб при увеличении пластической деформации ϵ от 0,8 до 0,963 путем последовательного устранения промежуточной (после каждого прохода) восстановительной термической обработки [16]. При этом имело место снижение прочностных характеристик (H_μ , σ_T , σ_B) и постоянной кристаллической решетки аустенита a (рис. 3). Обнаруженные эффекты, по аналогии с данными работ [3, 10], могут быть обусловлены возможным началом формирования наноструктур и разупрочняющим влиянием сегрегаций по границам их ячеек атомов легирующих элементов (углерод, хром) либо их соединений (карбиды $(CrFe)_{23}C_6$).

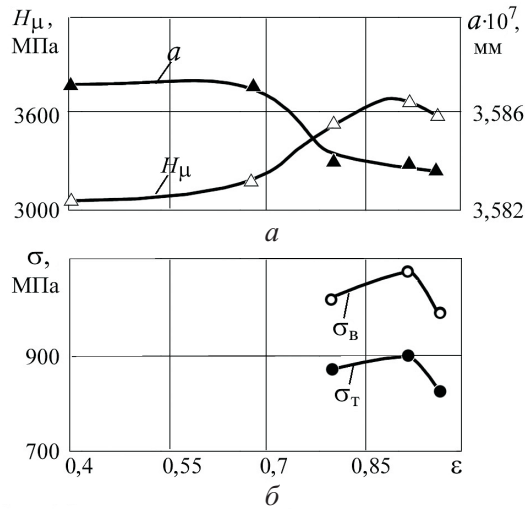


Рис. 3. Влияние величины пластической деформации при прокате на постоянную кристаллической решетки аустенита, микротвердость, пределы текучести и прочности стали 12X18H10T.

Для ферритно-перлитной стали 12Г (ОЦК-решетка матричной фазы) в диапазоне размеров структурных элементов 2,5...0,15 мкм наблюдается нарушение зависимости (3), вызванное замедлением процесса деформационного упрочнения (рис. 2,б). Это в соответствии с данными работ [3, 10, 11] может быть связано с переходом от мезоструктурного уровня упрочнения к микроструктурному и началом формирования наноструктур.

Анализ результатов исследования рассматриваемых сталей позволяет допустить, что характерные для ГЦК-металлов, по сравнению с металлами с ОЦК-решеткой матричной фазы, меньшие значения числа действующих систем скольжения и энергии дефектов упаковки стабилизируют структуры определенного типа вследствие менее интенсивного протекания процессов поперечного скольжения, переползания и аннигиляции дислокаций в границах ячеек. Для аустенитных сталей 12X18H10T и X18H9 с учетом этого зависимость (3) при $d = 50...0,3$ мкм выполняется (рис. 2,а).

Для данных сталей соотношение (4) выполняется в диапазоне значений $\varepsilon = 0...10\%$. При этом для исследуемых плавок в пределах марочного состава этих сталей при $\eta = 1$ имеем $\alpha_1 = 0,2$ (на рис. 4 кривая 1), что хорошо согласуется с данными работы [2] для однородно распределенных дислокаций и дислокационных ячеек, стенки которых оказывают сопротивление движению дислокаций по типу дислокаций леса (рис. 1,б-з). Четко выраженная двузвенность зависимости (4) наблюдалась при температуре испытания -160°C , обуславливающей метастабильное состояние стали 12X18H10T, проявляющееся в развитии фазового (мартенситного) превращения при пластической деформации (на рис. 4 кривая 2). Выявленные при этом структурные эффекты взаимовлияния фаз в условиях линейного и плоского напряженного состояния частично отражены в работах [5–7] и являются предметом дальнейшего изучения.

Актуальность проведения настоящего исследования усиливается применительно к задаче одновременного повышения характеристик прочности и

циклической трещиностойкости сталей рассматриваемого класса. Об этом свидетельствует обнаруженное положительное влияние мартенсита деформации на трещиностойкость образцов из стали 12X18H10T с трещиной нормального отрыва в условиях малоциклового нагружения при температурах 20 и 300°C, соответствующих развитию и подавлению мартенситного превращения у вершины трещины. При указанных температурах испытания показатели долговечности составляют соответственно 3350 и 1950 цикл, разрушающее напряжение – 1220 и 700 МПа, критическая длина трещины – 7,9 и 5,3 мм [17].

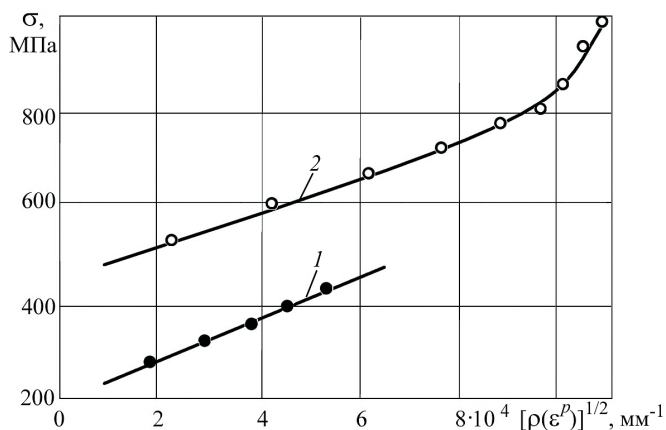


Рис. 4. График зависимости (4) для стали 12X18H10T при температурах испытания 20 (1) и –160°C (2).

Наблюдаемые механические эффекты могут быть связаны с активизацией процесса образования и упрочняющим воздействием мартенсита деформации в условиях реализации дополнительных механизмов релаксации микрорискажений кристаллической решетки аустенита при развитии характерной для роста трещины деструкции материала в зоне предразрушения рассматриваемой стали.

Заключение. Проведены анализ и экспериментальная апробация ряда структурно-механических моделей деформационного упрочнения применительно к сталям аустенитного и ферритно-перлитного класса при уменьшении (методами термомеханических воздействий) размеров их структурных элементов в диапазоне 50...0,15 мкм (от зеренного и мезоуровня к микро- и верхнему пределу наноуровня).

Оценены характерные размеры структурных элементов, при достижении которых меняется механизм деформационного упрочнения, что проявляется в трансформации характера зависимости предела текучести рассматриваемых сталей от размера структурных элементов. Подтверждено тормозящее влияние ГЦК-решетки материала на эволюцию дислокационной структуры, обуславливающую смену механизма упрочнения.

Отмечена активизация процесса развития фазового (мартенситного) превращения в зоне предразрушения у вершины трещины, что приводит к одновременному повышению характеристик прочности и трещиностойкости аустенитной стали, деформационно стабильной при термомеханическом упрочнении образцов без трещин.

Резюме

Проаналізовано ряд структурно-механічних моделей деформаційного зміцнення та проведено їх експериментальну апробацію на сталях аустенітного і феритно-перлітного класу при послідовному зменшенні розміру структурних елементів методами термомеханічних дій. Розглянуто вплив типу кристалічної решітки матричної фази порівнюваних сталей на еволюцію їх структури від зерненого і мезорівня до мікро- і субмікрорівня. Відмічено активізуючий вплив тріщини нормального відриву на розвиток мартенситного перетворення біля її вершини, що зумовлює одночасне підвищення показників міцності і циклічної тріщиностійкості аустенітної сталі.

1. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystals // J. Iron Steel Inst. – 1953. – **174**, No. 1. – P. 25 – 28.
2. *Конрад Х.* Модель деформационного упрочнення для пояснення впливу величини зерна на напруження течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – С. 206 – 219.
3. *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.
4. *Nizhnik S. B. and Usikova G. I.* Law of influence of structural characteristics on the strength and crack-resistance of ageing metallic materials // Int. Appl. Mech. – 2005. – **41**, No. 1. – P. 70 – 77.
5. *Бастун В. Н., Нижник С. Б.* Исследование закономерностей упруго-пластического деформирования упрочняющихся металлов с учетом их структуры при статическом нагружении в условиях сложного напряженного состояния // Успехи механики / Под ред. А. Н. Гузя. – Киев: А.С.К., 2006. – Т. 2. – С. 682 – 710.
6. *Ковальчук Б. И., Зайцева Л. В.* К построению уравнений связи между напряжениями и деформациями метастабильных материалов с мартенситным превращением при пропорциональном нагружении // Пробл. прочности. – 1999. – № 3. – С. 17 – 28.
7. *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.
8. *Kanji O.* Strain hardening equations and homogeneous deformation // Met. Trans. – 1972. – **3**, No. 3. – P. 111 – 117.
9. *Панин В. Е., Гриняев Ю. В., Данилов В. И. и др.* Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с.
10. *Валиев Р. З., Александров И. В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
11. *Рыбин В. В.* Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // Вопр. материаловедения. – 2002. – № 1 (29). – С. 11 – 21.

12. *Thompson A. W.* Substructure strengthening mechanisms // *Met. Trans.* – 1977. – **8A**, No. 6. – P. 833 – 842.
13. *Young C. M. and Sherby O. D.* The subgrains formation and subgrains boundary hardening of Fe-base materials // *J. Iron Steel Inst.* – 1973. – **211**, No. 9. – P. 640 – 647.
14. *Guz A. N., Rushchitsky J. J., and Cuz I. A.* Establishing fundamentals of mechanics of nanocomposites // *Int. Appl. Mech.* – 2007. – **43**, No. 3. – P. 247 – 271.
15. *Моррисон В. Б., Миллер Р. Л.* Пластичность сплавов со сверхмелким зерном // *Сверхмелкое зерно в металлах.* – М.: Металлургия, 1973. – С. 181 – 205.
16. *Нижник С. Б.* О влиянии структуры и текстуры на формирование анизотропии прочностных свойств при прокате стальных труб // *Пробл. прочности.* – 1997. – № 1. – С. 121 – 132.
17. *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.
18. *Kaminsky A. A. and Nizhnik S. B.* Anisotropy of fracture toughness of structurally inhomogeneous ageing alloys // *Int. Appl. Mech.* – 2009. – **45**, No. 9. – P. 1016 – 1022.
19. *Nizhnik S. B. and Dmitrieva E. A.* Predicting the strain hardening characteristics of ageing alloys under combined loading // *Ibid.* – 2007. – **43**, No. 6. – P. 683 – 689.

Поступила 19. 03. 2010