

А.А. Лебедев¹, д-р техн.наук, проф., академик НАН Украины, Б.И. Ковальчук², д-р техн.наук, проф., Л.В. Зайцева³, канд.техн.наук
1 – Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев, Украина; 2 – НТУ Украины “Киевский политехнический институт”, г. Киев, Украина; 3 – Государственный научно-исследовательский центр железнодорожного транспорта Украины, г. Киев, Украина

ДЕФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-НЕСТАБИЛЬНЫХ СРЕД ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ И ЕГО МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Аналізуються результати експериментальних досліджень кінетики мартенситних перетворень в аустенітних хромонікелевих сталях під дією температурних, силових і часових факторів, а також вплив цих перетворень на деформаційне зміцнення матеріалів в умовах лінійного і плоского напруженого стану. Запропоновано кінетичне рівняння, що описує фазові перетворення в сталях при низькотемпературному пластичному деформуванні за складного напруженого стану. Розроблено варіант деформаційної теорії пластичності метастабільних матеріалів з мартенситними перетвореннями для випадку пропорційного навантаження.

Results are analyzed of the experimental investigation of kinetics of the martensitic transformations in the austenitic chromium-nickel steels subjected to the time-dependent factors, thermal and mechanical ones, as well as of the effect of these transformations on the mechanical properties of steels, particularly on the nature of their strengthening during the low-temperature deformation taking place in the linear and two-dimensional stress states. An equations is suggested which describer of kinetics of the martensitic transformations in the stress strain states. The constitutive equation of deformation theory of plasticity for metastable materials under proportional loading are proposed.

Введение

Известно, что во многих конструкционных материалах при определенных условиях температурно-силового воздействия происходят фазовые превращения, обусловленные метастабильностью исходной структуры. К таким материалам относятся аустенитные хромоникелевые стали, железо-никелевые сплавы (ГЦК-ОЦК превращения), железо-марганцевые сплавы (ГЦК-ГПУ превращения). Ряд легированных жаропрочных сталей, алюминиевых и титановых сплавов представляют собой пересыщенные твердые растворы, склонные к распаду и образованию стабильной структуры.

Особенный интерес как с практической, так и с теоретической точки зрения вызывают хромоникелевые аустенитные стали, в которых мартенситные превращения инициируются пластической деформацией при низких температурах. Указанные стали, благодаря своей хладостойкости и антикоррозионным свойствам, нашли широкое применение во многих областях криогенной техники, в частности при изготовлении емкостей для хранения и транспортировки сжиженных газов, криокамер для технологических операций и научных исследований. Мартенситное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение, вызванное механическим воздействием на материал, в свою очередь, оказывает существенное влияние на характер деформационного упрочнения и прочность сталей.

В реальных условиях эксплуатации изделий материал работает преимущественно в условиях сложного напряженного состояния, подвергаясь при этом циклическому температурному и силовому воздействию. В связи с этим решение задачи повышения надежности и долговечности конструкций из метастабильных аустенитных сталей требует детального изучения влияния температурно-силовых и временных факторов на их структуру, фазовый состав и механические свойства.

Для описания кинетики деформационных мартенситных превращений при одноосном нагружении предложен ряд уравнений [1, 2, 3]. Большинство из них носит экспоненциальный характер. Попытки обобщить их на сложное напряженное состояние формальной заменой продольной деформации на интенсивность деформации не дали положительных результатов, поскольку оказалось, что параметры уравнений зависят от вида напряженного состояния.

Авторы работ [2, 4] попытались связать механические свойства аустенитных нержавеющей сталей с их фазовым составом при одноосном растяжении и описать кривые деформирования сталей в метастабильном состоянии.

Теория пластичности структурно–нестабильных материалов разработана недостаточно. Это объясняется отсутствием экспериментальных данных о закономерностях пластического деформирования метастабильных материалов при сложном напряженном состоянии, сложностью процессов, протекающих в материале при структурных превращениях, и их зависимостью от многих факторов.

Предложены варианты деформационной теории пластичности и теории течения метастабильных сред. Обзор этих теорий содержится в работе [5].

Следует отметить, что экспериментальная проверка большинства теорий пластичности не проводилась. Входящие в определяющие уравнения функции не всегда конкретизированы. Кроме того, упомянутые теории рассматривают структурно-нестабильные материалы с фазовыми превращениями, протекающими при термообработке или старении, и не могут описать поведение материалов, в которых фазовые превращения вызываются пластической деформацией.

Постановка задачи

Цель данной работы: на основании результатов комплексных структурных и механических экспериментальных исследований метастабильных аустенитных сталей при различных режимах температурно-силового нагружения изучить влияния таких факторов, сопутствующих эксплуатации изделий, как режима захлаживания, выдержки при низких температурах, величины пластической деформации и вида напряженного состояния на фазовый состав и механические свойства сталей, установить общие закономерности пластического деформирования материалов с учетом фазовых превращений и разработать соответствующие математические модели.

Методика эксперимента

В качестве объекта исследования была выбрана промышленная хромоникелевая сталь X18H10T с различным химическим составом, который находился в пределах, обусловленных ГОСТом. Расчет никелевого эквивалента $Ni_{\text{экв}}$ и температуры начала мартенситного превращения M_n , которые характеризуют степень метастабильности

структуры, показал, что сталь группы Б ($Ni_{эКВ} = 26.73\%$, $M_n = 8$ К) имеет более стабильную структуру, чем сталь группы А ($Ni_{эКВ} = 22,46\%$, $M_n = 147$ К).

Исследования проводили с использованием цилиндрических сплошных образцов ($\varnothing 6$ мм) из стали Б и тонкостенных трубчатых образцов ($D_n = 26$ мм, $\delta = 0,5$ мм) из стали А. После изготовления и механической полировки образцы подвергали отжигу в вакууме при температуре 1350 К. Исходная структура – аустенит. Сплошные образцы испытывали на растяжение, сжатие (машины ТФ-2 и ВЛW-30) и на кручение (машина КМ-50-1), а трубчатые – на двухосное растяжение путем пропорционального нагружения осевой силой и внутренним давлением с использованием испытательного комплекса СНТ-УВМ [6]. Образцы охлаждали жидким азотом или его парами. После достижения заданного уровня интенсивности деформации образцы разгружали, отогревали до комнатной температуры, обмеряли диаметр и толщину стенки (у трубчатых образцов), а также расстояние между рисками на рабочей части. Изменение исходной структуры изучали методом рентгеноструктурного анализа с помощью установки ДРОН-3М.

Результаты исследований фазовых превращений

Исследования позволили дать качественную и количественную оценку влияния температуры, вида напряженного состояния, предварительной пластической деформации, режима нагружения на структурные превращения в сталях.

Влияние режима охлаждения. С целью изучения влияния охлаждения на образование мартенсита одну партию образцов подвергали термической тренировке при различном количестве циклов: охлаждение до 77 К, выдержка в течение 2-3 мин в азоте, отогрев до 293 К. Другую партию образцов выдерживали в жидком азоте длительное время (до 250 часов). Результаты исследований показали, что однократное охлаждение и выдержка при низких температурах до 200 час. не влияет на фазовый состав стали. При термоциклировании (рис.1) объемное содержание мартенсита растет с увеличением количества циклов. При этом доминирующим фактором, определяющим образование мартенсита, является сам процесс охлаждения, а не выдержка материала в хладагенте. Так, 7 термоциклов за 15 – 20 мин (рис.1,а) и за 250 час (рис.1,б) дают один и тот же результат.

Предварительное деформирование стали до 20% при комнатной температуре интенсифицирует процесс образования мартенсита при последующем термоциклировании. Аналогичный эффект дает продолжительный промежуточный отдых (2-3 месяца) при комнатной температуре.

Влияние выдержки под напряжением. Для исследования влияния выдержки под напряжением на структуру и механические свойства сталей образцы охлаждали до 77 К, растягивали до определенного уровня напряжений, выдерживали в жидком азоте 2 – 3 часа, отогревали и проводили рентгеноструктурный анализ.

Исследованиями установлено, что выдержка под напряжением способствует образованию дополнительного количества мартенсита. Причем выдержка в пластической области дает больший эффект (11%), чем в упругой (4%).

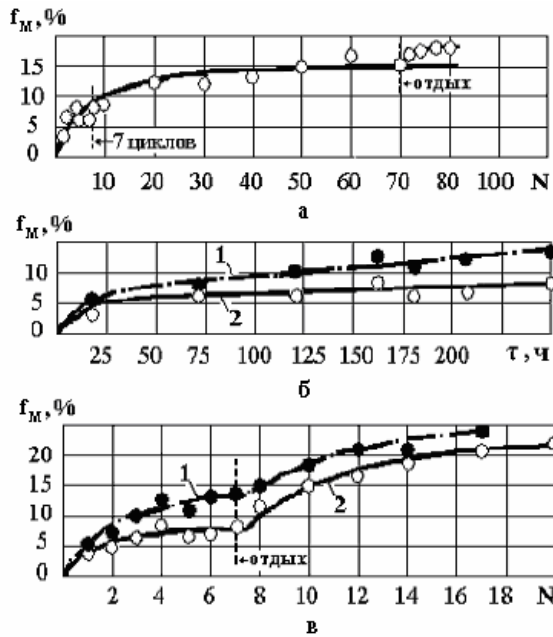


Рис.1. Влияние количества циклов N (а), v) и времени охлаждения τ (б) на образование мартенсита при термоциклировании (77–293 К) недеформированных (кривая 2) и деформированных (кривая 1) на 20% образцов из стали А.

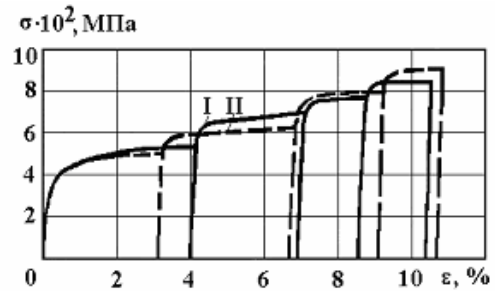


Рис.2. Деформационное упрочнение стали Б при растяжении с выдержками по двум программам: I – с разгрузкой после выдержки в упругой области; II – после выдержки в упругой области осуществлялось дальнейшее нагружение за предел текучести

Фазовые превращения существенно влияют на кривые деформационного упрочнения. После выдержки под напряжением повышается сопротивление стали (рис.2).

Влияние предварительной деформации. Исследования влияния предварительной пластической деформации на кинетику фазовых превращений при повторном нагружении проводились при постоянной температуре и с изменением температуры.

Установлено, что смена вида напряженного состояния при переходе от предварительного к повторному нагружению (растяжение – кручение, кручение – растяжение) при постоянной низкой температуре (77 К) тормозит процесс образования мартенсита.

Предварительное деформирование в условиях комнатных температур незначительно влияет на кинетику мартенситного преобразования при низких температурах, в то же время предварительное низкотемпературное деформирование инициирует процесс образования мартенсита при комнатной температуре даже у тех сталей, у которых при этой температуре мартенсит не наблюдался вплоть до разрушения [7].

Эти результаты согласуются с характером кривых деформирования, полученных при испытании трубчатых образцов при различных видах напряженного состояния, характеризуемых соотношением $k = \sigma_z / \sigma_\theta$ (рис.3). Здесь σ_z, σ_θ – осевые и тангенциальные напряжения, σ_i, ε_i – интенсивность напряжений и деформаций в трубчатых образцах.

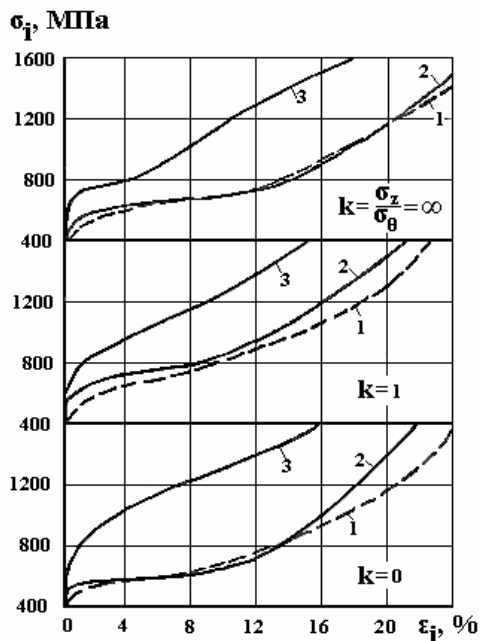


Рис.3. Кривые деформирования стали А при $T_2 = 123$ К в исходном состоянии (1) и после предварительного растяжения до $\varepsilon_z^p = 10\%$ при $T_1 = 293$ К (2) и $T_1 = 123$ К (3).

Влияние вида напряженного состояния. Исследования показывают существенное влияние вида напряженного состояния на структуру и кинетику фазовых превращений.

Так, при переходе от одноосного растяжения к равномерному двухосному увеличивается плотность дефектов структуры аустенита, характеризуемая физическим уширением рентгеновских интерференций аустенита, уменьшается размер кристаллитов аустенита и количество мартенсита при одном и том же значении деформации.

О влиянии вида напряженного состояния на кинетику фазовых превращений, свидетельствуют мартенситные кривые, построенные при различных соотношениях главных напряжений (рис.4).

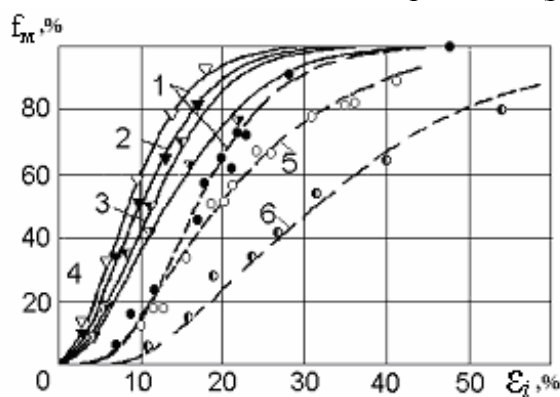


Рис.4. Зависимость объемного содержания мартенсита в стали А при $T=173$ К (сплошные линии) и стали Б при $T=77$ К (штриховые линии) от величины пластической деформации при различных соотношениях главных напряжений: 1 – $k = \sigma_z/\sigma_0 = \infty$; 2 – $k = 0,5$; 3 – $k = 1,4$; 4 – $k = 1$; 5 – $k = -\infty$; 6 – $k' = \sigma_1/\sigma_3 = -1$ (кручение).

Детальный анализ результатов исследований при сложном напряженном состоянии показал, что количество мартенсита, образующегося при деформировании сталей, зависит от вида девиатора напряжений (параметра Лоде-Надаи μ_σ) и жесткости напряженного состояния, характеризуемой параметром $k_\sigma = \sigma_0/\sigma_i$ (σ_0 - среднее напряжение, σ_i - интенсивность напряжений). На рис.5 представлены поверхности равного количества мартенсита, соответствующие различным фиксированным значениям интенсивности деформации.

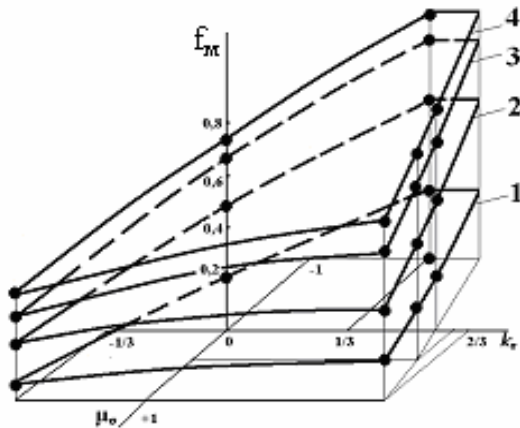


Рис.5. Зависимость объемного содержания мартенсита V_α от параметра жесткости напряженного состояния k_σ и параметра Лоде μ_σ при различных уровнях пластической деформации: 1 – $\varepsilon_i = 5\%$; 2 – $\varepsilon_i = 10\%$; 3 – $\varepsilon_i = 15\%$; 4 – $\varepsilon_i = 20\%$.

Как видно, с увеличением $k_\sigma = \sigma_0/\sigma_i$ и уменьшением μ_σ процесс мартенситного превращения интенсифицируется.

Анализ поверхностей равного уровня $f_M(\mu_\sigma, k_\sigma)$, соответствующих различным фиксированным значениям ε_i^P , показал, что для сечений поверхностей плоскостями $\mu_\sigma = const$ зависимость $f_M(k_\sigma)$ является неубывающей ограниченной функцией ($f_M \leq 1$) с областью определения $[-\infty; +\infty]$. Причем в области малых значений k_σ , по крайней мере, в интервале $[-2/3; 2/3]$, она близка к линейной. Этим требованиям удовлетворяет функция:

$$f_M(k_\sigma) = f_M^{(k_\sigma=0)} + \alpha thk_\sigma, \quad (1)$$

параметры которой линейно зависят от μ_σ :

$$f_M^{(k_\sigma=0)}(\mu_\sigma) = f_0 - c_0 \mu_\sigma, \quad (2)$$

где f_0 - количество мартенсита при $k_\sigma = 0$ и $\mu_\sigma = 0$:

$$\alpha(\mu_\sigma) = g(1 + \mu_\sigma). \quad (3)$$

Подставляя (2) и (3) в (1), с учетом зависимости параметров f_0 , c_0 и g от ε_i , получим:

$$f_M(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma) = f_0(\varepsilon_i) - c_0(\varepsilon_i) \mu_\sigma + g(\varepsilon_i)(1 + \mu_\sigma) thk_\sigma. \quad (4)$$

Необходимые функции определяются из трех базовых опытов, например, при растяжении, сжатии и кручении.

• Построение определяющих уравнений теории пластичности

Рассмотренные ранее результаты были использованы при построении деформационной теории пластичности структурно-нестабильных материалов, которым присущи мартенситные превращения.

Проверка основных гипотез. Классические деформационные теории пластичности базируются на следующих гипотезах: гипотезе об упругом изменении объема; гипотезе о подобии девиаторов напряжений и деформаций; гипотезе об инвариантности кривых $\sigma_i \square \varepsilon_i$ к виду напряженного состояния при простом нагружении. Проверка этих гипотез для метастабильных аустенитных сталей показала следующее.

При деформациях $\varepsilon_i > 3,5\%$, т. е. в зоне фазовых превращений, наблюдается остаточное изменение объема. Об этом свидетельствует уменьшение коэффициентов

поперечной деформации ν , а также непосредственное измерение объемной деформации как суммы $\varepsilon_0^f = \varepsilon_1^p + \varepsilon_2^p + \varepsilon_3^p$. Причем остаточное изменение объема зависит от вида напряженного состояния. Таким образом, первая гипотеза не выполняется.

Для проверки второй гипотезы были построены в совмещенных девиаторных плоскостях траектории напряжений и деформаций при различных соотношениях главных напряжений в условиях комнатной (сталь стабильная) и низкой (сталь нестабильная) температур. Совпадение траекторий свидетельствует о том, что фазовые превращения не нарушают подобие девиаторов напряжений и деформаций.

На основании анализа диаграмм деформирования сталей 18–10 [5, 8] установлено, что обобщенные кривые $\sigma_i \square \varepsilon_i$, построенные для различных видов напряженного состояния, при комнатной температуре (материал стабильный) практически совпадают, а при низкой температуре – существенно расходятся, что свидетельствует об их неинвариантности к виду напряженного состояния (рис. 6). При этом в расположении кривых наблюдается определенная закономерность: при переходе от одноосного растяжения к равномерному двухосному сопротивление стали увеличивается. Таким образом, третья гипотеза не выполняется.

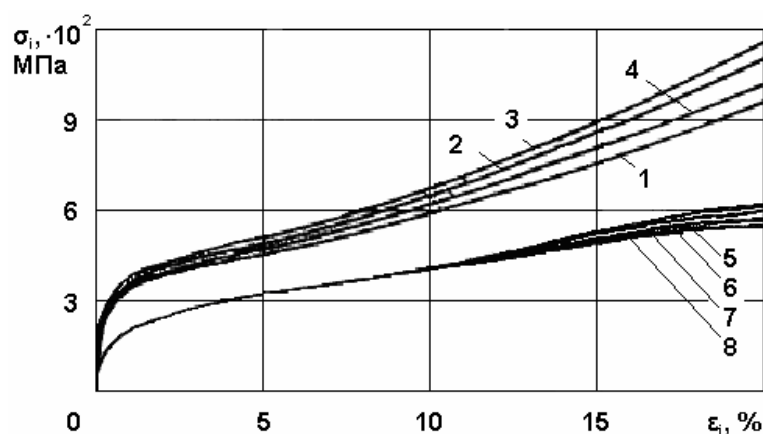


Рис.6. Обобщенные кривые деформирования стали А в условиях двухосного растяжения при температурах 173 К (кривые 1–4) и 293 К (кривые 5–8) и различных соотношениях главных напряжений $k = \sigma_z / \sigma_0$: 1,8– $k = \infty$; 2,6– $k = 1,4$; 3, 5– $k = 1$; 4, 7– $k = 0,5$.

Определяющие уравнения. Полученные результаты позволили сформулировать следующие отправные гипотезы теории пластичности изотропной структурно-нестабильной среды, характеризующейся деформационным мартенситным f_M превращением, для случая пропорционального нагружения:

1) девиатор напряжений пропорционален девиатору деформаций:

$$\varepsilon_{ij} - \delta_{ij}\varepsilon_0 = \varphi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_0), \quad (5)$$

где φ - скалярная функция; δ_{ij} - символы Кронекера;

2) средняя деформация ε_0 состоит из упругой ε_e и остаточной ε_f составляющих:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_f \quad (6)$$

где $\varepsilon_e = \sigma_0/3K_0$ (K_0 - объемный модуль упругости, $K_0 = E/3(1-2\mu)$), а ε_f определяется функцией:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_f(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma); \quad (7)$$

3) интенсивность напряжений является функцией интенсивности деформации и параметров напряженного состояния:

$$\sigma_i = \sigma_i(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma). \quad (8)$$

В результате соотношения между напряжениями и деформациями структурно-нестабильной среды для случая пропорционального нагружения принимают вид:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_i}{\sigma_i(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma)} (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_0) + \delta_{ij} \left[\frac{\sigma_0}{3K_0} + \varepsilon_f(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma) \right]. \quad (9)$$

Конкретизация функций. Для конкретизации функций (7) и (8) использовали результаты механических и структурных исследований стали 18-10 в условиях плоского напряженного состояния.

Функция изменения объема. О том, что мартенситные превращения сопровождаются увеличением объема, известно. Настоящими исследованиями установлена инвариантная к виду напряженного состояния пропорциональная зависимость между средней остаточной деформацией ε_f и объемным содержанием мартенсита f_m :

$$\varepsilon_f = z f_m(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma), \quad (10)$$

где z - коэффициент пропорциональности, независимый от вида напряженного состояния.

После подстановки (4) в (10), а также обозначения:

$$\varepsilon_f^0 = z f_0, \quad \lambda = z c_0, \quad \eta = z g, \quad (11)$$

получено выражение для функции изменения объема:

$$\varepsilon_f(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma) = \varepsilon_f^0(\varepsilon_i) \mu_\sigma - \lambda(\varepsilon_i) \mu_\sigma + \eta(\varepsilon_i) (1 + \mu_\sigma) t h k_\sigma. \quad (12)$$

Зависимости $\varepsilon_f^0(\varepsilon_i)$, $\lambda(\varepsilon_i)$, $\eta(\varepsilon_i)$ определяются из трех базовых опытов, например, при одноосном растяжении ($\mu_\sigma = -1; k_\sigma = 1/3$), одноосном сжатии ($\mu_\sigma = 1; k_\sigma = -1/3$) и двухосном растяжении при $K = 0,5$ ($\mu_\sigma = 0; k_\sigma = 1/\sqrt{3}$) или кручении ($\mu_\sigma = 0; k_\sigma = 0$).

Функция упрочнения. Как было показано ранее, при фиксированном значении ε_i при равномерном двухосном растяжении количество мартенсита меньше а сопротивление стали существенно выше, чем при одноосном,. Для объяснения этого кажущегося противоречия было сделано предположение о том, что прочность

мартенсита, образующегося при различных видах напряженного состояния, различная. Это предположение имеет физическое обоснование. Мартенсит наследует дислокационную структуру деформированного аустенита, которая, как было показано выше, при двухосном растяжении имеет большую плотность дефектов структуры, чем при одноосном. Кроме того, это предположение подтверждено прямыми измерениями микротвердости мартенсита.

Поскольку среднее напряжение, как известно, слабо влияет на процесс пластического деформирования материалов, был сделан вывод, что прочность мартенсита определяется величиной μ_σ и не зависит от k_σ . В результате сопротивление стали при фиксированном ε_i было представлено в виде:

$$\sigma_i(\mu_\sigma, k_\sigma) = \sigma_i^{(k_\sigma=0)}(\mu_\sigma) + \Delta\sigma_\phi(\mu_\sigma)\Delta f_M(\mu_\sigma, k_\sigma), \quad (13)$$

где $\sigma_i^{(k_\sigma=0)}$ - сопротивление стали при нагружении в девиаторной плоскости ($k_\sigma = 0$); Δf_M - дополнительное количество мартенсита, образовавшегося за счет влияния k_σ ; $\Delta\sigma_\phi$ - разность между сопротивлением мартенситной и аустенитной фазы,

$$\Delta\sigma_\phi(\mu_\sigma) = \frac{\sigma_i^{(k_\sigma=0)}(\mu_\sigma) - \sigma_a}{f_M^{(k_\sigma=0)}(\mu_\sigma)}, \quad (14)$$

где σ_a - интенсивность сопротивления стали, если бы аустенит занимал весь объем.

Выражения для функций, определяющих количество мартенсита, следуют из кинетического уравнения (4):

$$f_M^{(k_\sigma=0)}(\mu_\sigma) = f_0 - c_0\mu_\sigma; \quad (15)$$

$$\Delta f_M(\mu_\sigma, k_\sigma) = g(1 + \mu_\sigma)thk_\sigma.$$

В результате функция упрочнения принимает вид:

$$\sigma_i(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma) = \sigma_i^{(k_\sigma=0)}(\varepsilon_i, \mu_\sigma)[1 + \psi(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma)] - \sigma_a(\varepsilon_i)\psi(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma), \quad (16)$$

где ψ определяется выражением:

$$\psi(\varepsilon_i, \mu_\sigma, k_\sigma) = \frac{\eta(\varepsilon_i)(1 + \mu_\sigma)}{\varepsilon_f^0(\varepsilon_i) - \lambda(\varepsilon_i)\mu_\sigma} thk_\sigma. \quad (17)$$

Для конкретизации функции $\sigma_i^{(k_\sigma=0)}(\varepsilon_i, \mu_\sigma)$, определяющей сопротивление стали при нагружении в девиаторной плоскости ($k_\sigma = 0$); были использованы результаты испытаний стали X18H10T в условиях двухосного растяжения, при которых μ_σ изменяется в интервале [-1;1].

Из выражения (16) следует, что при фиксированном значении ε_i :

$$\sigma_i^{(k_{\sigma}=0)}(\mu_{\sigma}) = \frac{\sigma_i(\mu_{\sigma}, k_{\sigma}) + \sigma_a \psi(\mu_{\sigma}, k_{\sigma})}{1 + \psi(\mu_{\sigma}, k_{\sigma})}. \quad (18)$$

Значения $\sigma_i = (\mu_{\sigma}, k_{\sigma})$ для различных $\varepsilon_i = const$ определили непосредственно из опытов. Параметр $\psi(\mu_{\sigma}, k_{\sigma})$ рассчитывали по формуле (17). А сопротивление аустенита $\sigma_a(\varepsilon_i)$ получили экстраполяцией начального участка диаграммы низкотемпературного растяжения ($\varepsilon_i \leq 4\%$), где количество мартенсита ничтожно мало, с помощью уравнения $\sigma_i = A\varepsilon_i^m$. В результате была установлена зависимость $\sigma_i^{(k_{\sigma}=0)}(\mu_{\sigma})$, которая для различных значений ε_i описывается функцией:

$$\sigma_i^{(k_{\sigma}=0)}(\varepsilon_i, \mu_{\sigma}) = \sigma_p(\varepsilon_i) \left[\frac{\mu_{\sigma}^2 + 3}{(\mu_{\sigma} + 1)^2 - 2\chi(\varepsilon_i)(\mu_{\sigma} + 1) + 4} \right]^{1/2}, \quad (19)$$

где σ_p - напряжение, соответствующее одноосному напряжению; χ - параметр, зависящий от ε_i .

С учетом (19) функция упрочнения (16) принимает окончательный вид:

$$\sigma_i(\varepsilon_i, \mu_{\sigma}, k_{\sigma}) = \sigma_p(\varepsilon_i) \left[\frac{\mu_{\sigma}^2 + 3}{(\mu_{\sigma} + 1)^2 - 2\chi(\varepsilon_i)(\mu_{\sigma} + 1) + 4} \right] [1 + \psi(\varepsilon_i, \mu_{\sigma}, k_{\sigma})] - \sigma_a(\varepsilon_i) \psi(\varepsilon_i, \mu_{\sigma}, k_{\sigma}), \quad (20)$$

где $\psi(\varepsilon_i, \mu_{\sigma}, k_{\sigma})$ определяется выражением (17).

Функции $\sigma_p(\varepsilon_i)$, $\sigma_a(\varepsilon_i)$, $\chi(\varepsilon_i)$ рассчитываются на основании результатов тех же трех базовых опытов, что и функции $\eta(\varepsilon_i)$, $\varepsilon_f^0(\varepsilon_i)$, $\lambda(\varepsilon_i)$.

Предложенные определяющие уравнения (9) совместно с конкретизированными функциями изменения объема (12) и упрочнения (20) предназначены для описания процессов пропорционального нагружения метастабильных материалов, которым присущи деформационные аустенитно-мартенситные превращения. При использовании уравнения (9) для материалов с иным типом фазовых превращений требуется экспериментальное обоснование и возможная корректировка функций (12) и (20).

Результаты расчетов по уравнению (9) хорошо согласуются с экспериментальными данными, полученными при испытании хромоникелевых сталей в условиях плоского напряженного состояния при низких температурах.

Выводы

Термическое циклическое воздействие на метастабильные нержавеющие стали, возникающее при эксплуатации изделий криогенной техники, например, емкостей для хранения и транспортировки сжиженных газов (охлаждение при заливке хладагента, выдержка в условиях низких температур при транспортировке и хранении хладагента, отогрев после слива хладагента и отдых при комнатной температуре до следующей заправки), инициирует фазовые превращения в стали, приводящие к некоторому повышению ее сопротивления пластическому деформированию. Внешняя нагрузка и термические напряжения, возникающие при заливке хладагента, способствуют протеканию этих процессов.

Вид напряженного состояния оказывает существенное влияние на кинетику мартенситных превращений и деформационное упрочнение сталей. Причем между количеством образовавшегося мартенсита и сопротивлением стали не существует однозначной зависимости, в связи с тем, что прочность мартенсита зависит от вида напряженного состояния

Плоское напряженное состояние, возникающее, например, при нагружении тонкостенных резервуаров внутренним давлением, способствует реализации при низких температурах более высокой прочности материала, по сравнению с одноосным нагружением.

Разработаны математические модели, описывающие кинетику мартенситных превращений в сталях при пластическом деформировании в условиях сложного напряженного состояния, а также процессы пластического деформирования структурно-нестабильных сред при простом нагружении.

Приведенные данные могут быть использованы при оценке прочности элементов конструкций, а также для оптимизации режимов технологических процессов, связанных с обработкой давлением и механико-термическим упрочнением метастабильных материалов.

Список литературы

1. Jones B.I., Jones P.N. Transformation-strain relationships in TRIP steels // *Scr. Met.* – 1974. – 8, № 5. – P. 445 – 450.
2. Ludwigson D.C., Berger J.A. Plastic behavior of metastable austenitic stainless steels // *J. Iron and steel Inst.* – 1969. – 207, № 1. – P. 63 – 69.
3. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain – martensitic nucleation // *Met. Trans. A.* – 1975. – 6. – P. 791 – 795.
1. Бастун В.Н., Гервиц Т.Я., Нижник С.Б. К построению диаграмм деформирования структурно-нестабильных стареющих материалов // *Прикл. механика.* – 1982. – 18, № 3. – С. 71 – 76.
2. Ковальчук Б.И., Лебедев А.А., Уманский С.Э. Механика неупругого деформирования материалов и элементов конструкций. – Киев: Наук. думка, 1987. – 280 с.
3. Ковальчук Б.И. Об экспериментальном исследовании законов упругопластического деформирования и разрушения материалов в условиях сложного напряженного состояния // *Механические испытания конструкционных сплавов при криогенных температурах.* – Киев: Наук. думка, 1981. – С.43 – 62.
4. Зайцева Л.В., Ковальчук Б.И. Влияние температурно-силового воздействия на физико-механические свойства нержавеющей сталей, применяемых в транспортных системах // *Залізничний транспорт України.* – 2006. – № 4. – С. 54 – 58.
5. Лебедев А.А., Ковальчук Б.И., Гигиняк Ф.Ф., Ламашевский В.П. Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии. – К.: Изд. Дом «Ин Юре», 2003. – 540 с.