

Исследование структурных условий повышения характеристик прочности, пластичности и трещиностойкости мартенситно-старяющихся сталей

С. Б. Нижник, Г. И. Усикова

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

Проанализированы охрупчивающие и пластифицирующие параметры структуры нержавеющей (X12H10MT, X11H10M2T, X13H9D2MT) и высокопрочных (H18M3T, H18K9M5T) мартенситно-старяющихся сталей, варьируемые термокинетическими условиями, последовательностью и кратностью различных процессов термической обработки – аустенитизации, упрочняющего старения и фазового $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения в межкритическом интервале температур. Обосновано отдельное и совместное влияние размера аустенитного зерна и объемной доли частиц интерметаллидных фаз на закономерности изменения и взаимосвязь характеристик прочности, пластичности и трещиностойкости при термическом упрочнении. Обнаружена роль аустенита, формирующегося при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, в повышении деформативной способности и трещиностойкости рассматриваемых сталей с учетом характера их легирования. Определены структурные условия реализации его пластифицирующего влияния на высокопрочное состояние мартенситно-старяющейся стали на основе выявленного смещения температурного интервала повторного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в область температур упрочняющего старения.

Для изготовления из листового металла высоконапряженных тонкостенных оболочечных элементов конструкций весьма перспективными являются безуглеродистые мартенситно-старяющиеся стали благодаря потенциальной возможности реализации на них высоких показателей прочности, пластичности и трещиностойкости, обусловленной характером легирования, предопределяющим возможности оптимизации их структуры. Однако проблема направленного изменения комплекса механических свойств этих сталей применительно к процессам формообразования (методами обработки давлением), технологического деформирования и упрочнения оболочечных элементов конструкций требует дальнейшего исследования. Причина недостаточной изученности этого вопроса заключается в многофазности и метастабильности мартенситно-старяющихся сталей, что усложняет механизм формирования их механических свойств.

Разработка научных основ оптимизации комплекса механических свойств таких материалов требует установления закономерностей влияния на характеристики прочности, пластичности и разрушения основных параметров структуры и количественного соотношения матричной, упрочняющих и пластифицирующих фаз, варьируемых последовательностью и кратностью процессов термической обработки: аустенитизации, старения и фазового $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения.

Раздельное влияние каждого из процессов термической обработки на характеристики прочности и пластичности мартенситно-старяющихся сталей при одноосном растяжении образцов без трещин исследовалось в работах [1–4].

На примере стали X11N10M2T проиллюстрируем (рис. 1) закономерности изменения характеристик прочности (предела прочности σ_B) и пластичности (максимального равномерного удлинения ε' и относительного сужения ψ) при одноосном растяжении в зависимости от последовательности процессов термической обработки: упрочняющего старения (I), частичного разупрочнения при перестаривании (II), фазового $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения в межкритическом интервале температур (III) и аустенитизации (IV). Основные параметры структуры, определяющие пределы изменения механических свойств при реализации указанных процессов термической обработки, таковы: объемная доля и размер частиц упрочняющих (I, II) и пластифицирующих (III) фаз, а также размер первичного аустенитного зерна в матричной фазе (IV) и ее структура. Типичные для рассматриваемых стадий термической обработки структуры мартенситностаревшей стали, определяемые методами просвечивающей электронной микроскопии (I, II, III) и металлографического анализа (IV), представлены на рис. 1.

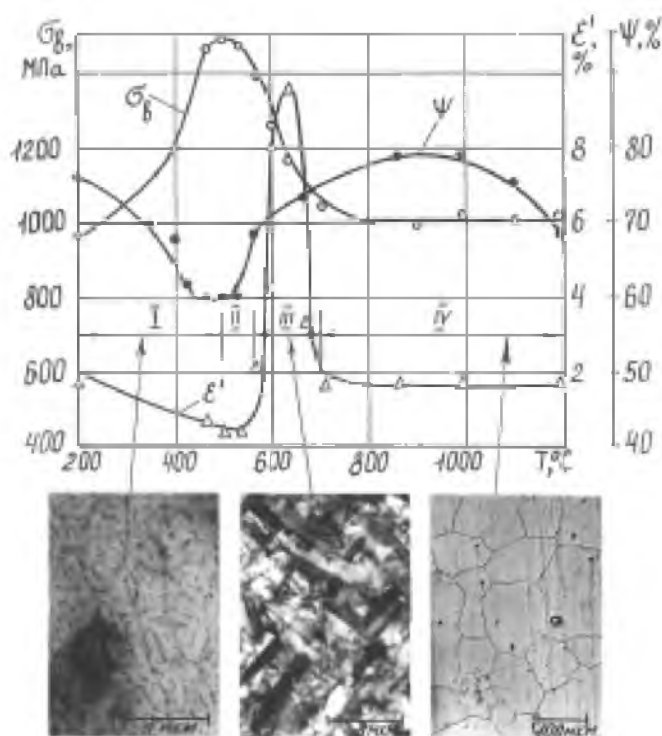


Рис. 1. Закономерности изменения механических характеристик и структуры стали X11N10M2T в зависимости от процесса термической обработки.

Присущий исследуемым сталям широкий диапазон изменения прочностных и пластических свойств обуславливает необходимость применения при оценке и прогнозировании критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} моделей разрушения, позволяющих исключить технически сложные эксперименты на крупногабаритных образцах при экспериментальном определении характеристики K_{Ic} средне- и низкопрочных металлов.

Модели такого типа, получившие широкое распространение [5–9], ориентированы на оценку характеристики K_{Ic} по результатам одноосного растяжения образцов без трещин с учетом структурных параметров материала, контролирующих размер концевой зоны трещины.

Согласно варианту модели Хана–Розенфилда [6],

$$K_{Ic} = (2E\sigma_T x_0)^{1/2}, \quad (1)$$

где E и σ_T – модуль упругости и предел текучести при одноосном растяжении образцов без трещин; x_0 – размерный параметр непосредственно прилегающей к трещине “зоны процесса разрушения”.

Ранее [10] применительно к мартенситностареющим сталям экспериментально обоснована выполнимость выражения (1). Роль пластичности материала в повышении характеристик трещиностойкости определена на основе результатов исследования ее влияния на размерный параметр x_0 . При этом обнаружена линейная зависимость параметра x_0 от показателя деформативной способности ε' и величины критического раскрытия трещины δ_c рассматриваемых материалов, а для стадий *I*, *II* (рис. 1) – пропорциональная зависимость параметра x_0 от исходного расстояния между частицами упрочняющих фаз недеформированного металла λ_0

$$x_0 = \alpha\lambda_0, \quad (2)$$

также функционально зависимо от величины ε' [1], где α – коэффициент пропорциональности.

Для случая равноосной формы частиц

$$\lambda_0 = (\pi/6)^{1/3} D_0 (f_c)^{-1/3} \quad [11] \quad (3)$$

(D_0 и f_c – средние значения их исходного размера и объемной доли) и в соответствии с соотношениями (1)–(3)

$$K_{Ic} = [2\alpha E\sigma_T (\pi/6)^{1/3} D_0 (f_c)^{-1/3}]^{1/2}. \quad (4)$$

Из вышеизложенного следует, что конкретизация и изыскание возможностей реализации структурных условий повышения деформативной способности мартенситностареющих сталей могут обеспечить одновременное повышение их характеристик разрушения, что особенно актуально для упрочненных старением состояний материала.

Цель настоящей работы – установление закономерностей изменения характеристик прочности, пластичности и трещиностойкости мартенситностареющих сталей в зависимости от параметров структуры, варьируемых последовательностью и кратностью различных процессов термического упрочнения.

В общем виде направление изменения структурных параметров материала, необходимое для повышения его трещиностойкости, может быть определено на основе дислокационного критерия разрушения Коттрелла–Петча [12], отражающего структурное условие перехода в хрупкое состояние:

$$(\sigma_k d^{1/2} + k_y)k_y \beta \gamma_{\text{эф}}. \quad (5)$$

Критерий (5) включает напряжение трения, соответствующее внутреннему сопротивлению материала движению дислокаций, σ_k , исходный размер зерна d , параметр k_y , связанный с условиями передачи скольжения через границу зерна и составляющий 0,38 и 0,64 МПа $\sqrt{\text{м}}$ соответственно для ГЦК- и ОЦК-металлов, коэффициент жесткости напряженного состояния β и эффективную поверхностную энергию $\gamma_{\text{эф}}$, затраченную на раскрытие трещины, которая уменьшается при возникновении в твердых растворах зернограницных сегрегаций примесных атомов – зародышей межзеренного разрушения [12, 13].

Применительно к мартенситностареющим сталям в соответствии с соотношениями (1)–(5) последовательно рассмотрим охрупчивающее и пластифицирующее влияние параметров структуры и их взаимосвязь с характеристиками прочности, пластичности и разрушения.

Согласно критерию (5), охрупчивающее влияние структуры проявляется при термических воздействиях, увеличивающих размер аустенитного зерна d_A в условиях аустенитизации, повышающих предел текучести σ_T и снижающих эффективную поверхностную энергию трещины $\gamma_{\text{эф}}$ на стадии упрочняющего старения, а также при повышении жесткости напряженного состояния в случае сложного нагружения. Прирост предела текучести σ_T при упрочняющем старении $\Delta\sigma_T = \sigma_T - (\sigma_T)_0$ может быть описан соотношением Анселла [14]

$$\Delta\sigma_T = G^* f_c^{1/3} / 4C(0,82 - f_c^{1/3}), \quad (6)$$

где $(\sigma_T)_0$ – предел текучести стали после аустенитизации; G^* – модуль сдвига частиц интерметаллидных фаз; C – const.

На примере ряда нержавеющей (X11N10M2T, X13N9D2MT) и высокопрочной (Н18К9М5Т) мартенситностареющих сталей показано отдельное и совместное влияние параметров структуры d_A и f_c на характеристики прочности $\Delta\sigma_T, \sigma_B$, пластичности ψ, ε' и трещиностойкости K_{Ic}, δ_c (рис. 2). Экспериментальное определение сопоставляемых характеристик проводилось по методикам работ [1–3, 10].

На рис. 2,а приведены зависимости численных значений σ_B, ψ и K_{Ic} от параметра d_A для стали X11N10M2T при $\Delta\sigma_T = 0$ – закаленное после аустенитизации состояние материала (штриховые линии) и $(\Delta\sigma_T)_{\text{max}} = 700$ МПа – состояние, максимально упрочненное старением после закалки (сплошные линии), поскольку прочностные характеристики нечувствительны к величине d_A в рассматриваемом диапазоне ее изменения (30...300 мкм). Исследуемый диапазон значений d_A достигался повы-

шением температуры аустенитизации в пределах 900...1200°C. По мере увеличения d_A характеристика пластичности ψ уменьшается, причем для состояния, максимально упрочненного старением, более интенсивно, чем для закаленного, а K_{Ic} проявляет тенденцию к росту.

На рис. 2,б представлены зависимости характеристик пластичности ψ (сталь Н18К9М5Т) и ε' (сталь Х13Н9Д2МТ) от показателей трещиностойкости K_{Ic} и δ_c при $d_A = 30$ мкм и направленном увеличении $\Delta\sigma_T$ в диапазоне значений 0...1000 МПа, варьируемых ростом объемной доли выделений f_c при повышении длительности упрочняющего старения от 0,3 до 100 ч в условиях температур 490 и 500°C для сталей Н18К9М5Т и Х13Н9Д2МТ соответственно.

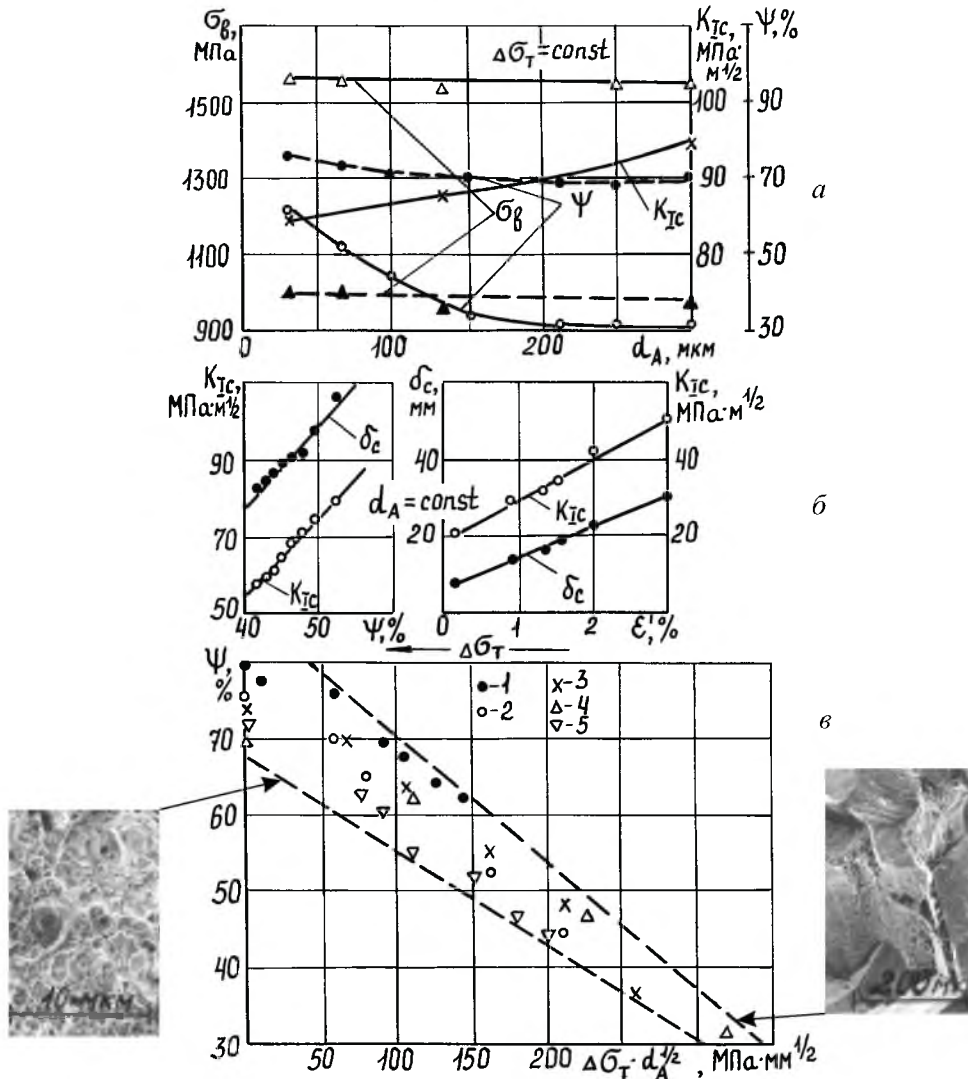


Рис. 2. Раздельное (а, б) и совместное (в) влияние структурных параметров d_A и f_c на характеристики прочности, пластичности и трещиностойкости мартенситностаряющихся сталей при аустенитизации и упрочняющем старении. (На рис. 2,в: 1, 5 - $d_A = 30$ мкм; 2 - $d_A = 90$ мкм; 3 - $d_A = 140$ мкм; 4 - $d_A = 230$ мкм.)

На рис. 2,в для сталей Х11Н10М2Т (1–4) и Н18К9М5Т (5) при различных значениях d_A установлена единая закономерная зависимость характеристики пластичности ψ от функции структурных параметров охрупчивания

$$F = \Delta\sigma_T d_A^{1/2}. \quad (7)$$

С ростом последней аналогично ψ уменьшается ударная вязкость КСУ.

В достигнутых пределах изменения F наблюдается смена механизма разрушения от преимущественно вязкого по телу зерна к квазихрупкому по его границам, что следует из данных микрофрактографического анализа.

Из приведенных результатов можно заключить, что с ростом d_A и $\Delta\sigma_T = \text{const}$ – при переходе от $\Delta\sigma_T = 0$ к $(\Delta\sigma_T)_{\text{max}}$ (рис. 2,а) – усиление эффекта охрупчивания вызвано уменьшением $\gamma_{\text{эф}}$ в результате преимущественного выделения частиц упрочняющих фаз (зародышей интеркристаллитного разрушения) по границам первичных аустенитных зерен, что находится в соответствии с дислокационным критерием разрушения (5).

Обнаруженная с ростом d_A при $(\Delta\sigma_T)_{\text{max}}$ тенденция к увеличению K_{Ic} относится к экспериментально обоснованным в работах [15, 16] особенностям термоупрочненных структур перегрева конструкционных сталей, которые отличаются ограниченным содержанием углерода, зависящим от концентрации других карбидообразующих легирующих элементов [10].

Наблюдаемый при $d_A = \text{const}$ линейный характер снижения показателей трещиностойкости K_{Ic} , δ_c и пластичности ψ , ϵ' с ростом $\Delta\sigma_T$ (рис. 2,б) в соответствии с соотношениями (2), (3), (6) и (1) является следствием увеличения объемной доли частиц упрочняющих фаз f_c , а следовательно, уменьшения межчастичного расстояния λ_0 и размерного параметра концевой зоны трещины x_0 .

Снижение характеристики пластичности ψ и смена механизма разрушения от преимущественно вязкого транскристаллитного к квазихрупкому интеркристаллитному при одновременном увеличении d_A и $\Delta\sigma_T$ – составляющих функции структурных параметров охрупчивания F (выражение (7), рис. 2,в) могут быть обусловлены:

изменением соотношения между температурой испытания T и температурой хладноломкости $T_x = A - Bd^{-1/2}$ [13] при условии выполнения неравенства $T_x(d_A)_1 < T < T_x(d_A)_2$, когда $(d_A)_2 > (d_A)_1$, что приводит к вязкому разрушению мелкозернистой стали при сохранении квазихрупкого состояния крупнозернистой стали;

повышением вероятности развития этого процесса по мере роста f_c вследствие увеличения числа субмикротрещин, формирующихся при перерезании частиц упрочняющих фаз дислокациями (необходимое условие микропластического течения [14]).

Склонность к охрупчиванию мартенситностареющих сталей в высокопрочном состоянии обуславливает необходимость изыскания структурных условий, позволяющих одновременно повышать их пластичность и трещиностойкость.

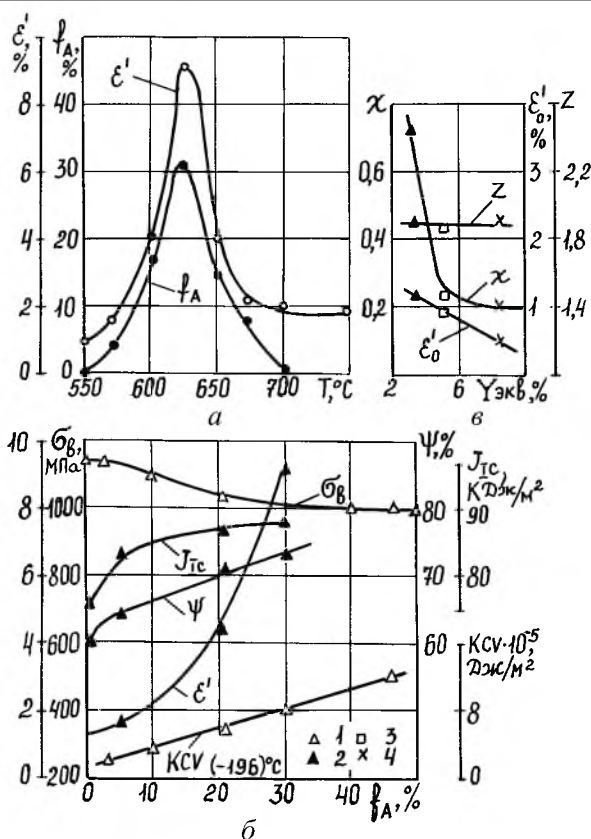


Рис. 3. Взаимосвязь количества аустенита f_A с характеристиками прочности, пластичности и разрушения мартенситнастаряющихся сталей при $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращении (а, б) и зависимость параметров выражения (8) от величины $Y_{экв}$ (в). (На рис. 3,б,в: 1 – X12H10MT; 2 – X11H10M2T; 3 – H18M3T; 4 – H18K9M5T.)

Как видно из рис. 1, пластифицирующее влияние структуры на рассматриваемый класс сталей может быть реализовано на III стадии их термической обработки. Характерное для этой стадии существенное повышение деформативной способности материала обусловлено формированием высокопластичной аустенитной фазы в результате развития фазового $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращения в мартенситной матрице. Количество этой фазы f_A в зависимости от температуры превращения T изменяется в полном соответствии с изменением характеристики пластичности ϵ' , что для стали X11H10M2T четко прослеживается по данным рис. 3,а. Высокая степень пересыщения первых микрообъемов аустенита легирующими элементами при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении (левая ветвь кривой $f_A - T$) и тонкодисперсное реечное строение (рис. 1) обуславливают повышенную термическую (вплоть до криогенных температур) и деформационную устойчивость этой фазы [3]. На рис. 3,б приведены зависимости характеристик прочности σ_B , пластичности ϵ' , ψ и трещиностойкости J_{IC} , $KCV_{(-196)^\circ C}$ от f_A при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении. Видно, что по мере увеличения f_A незначительно снижается предел прочности материала, но увеличиваются характеристики пластич-

ности и разрушения. При этом отсутствует однотипная связь между характеристиками пластичности ψ и ε' (рис. 1 и 3,б). Это может быть вызвано тем, что первая из них проявляет чувствительность к структурным параметрам материала, активизирующим процесс субмикроразрушения, а вторая – процесс скольжения. Рост более чем в 10 раз характеристики ε' по мере увеличения f_A от 0 до $(f_A)_{\max}$ – результат уменьшения степени деформационной стабильности аустенита и активизации процесса превращения его в мартенсит деформации, что повышает деформативную способность материала по механизму формирования высокопластичных состояний в сталях с пластичностью, наведенной превращением (в ПНП-сталях). При этом наблюдается повышение показателей трещиностойкости – J_{Ic} и KCV. Интенсивность увеличения последнего существенно возрастает при температуре испытания – 196°C, по сравнению с комнатной, что может быть связано с сохранением в структуре стали при указанной температуре испытания термически стабильного высокопластичного аустенита и отсутствием, в отличие от мартенситной матрицы, склонности к низкотемпературному охрупчиванию.

Пластифицирующее влияние аустенита ослабевает с ростом обобщенной функции химического состава стали – упрочняющего эквивалента $Y_{\text{экв}}, \% = \%Mo + 2\%Ti + 1,75\%Al + \%Cu + 0,2\%Co$, повышающего (по линейному закону) уровень прочностных свойств исследованных сталей в состоянии максимального упрочнения старением.

В рассматриваемых пределах $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения зависимости $\varepsilon' - f_A$ хорошо аппроксимируются выражением

$$\varepsilon' = \varepsilon'_0 + \chi(f_A)^z, \quad (8)$$

параметры которого ε'_0 , χ и z функционально связаны с величиной $Y_{\text{экв}}$ (рис. 3,в).

Формирование высокопластичных состояний исследуемых сталей в термических условиях развития $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения имеет важное практическое значение применительно к задаче оптимизации процессов технологического деформирования, например для снижения разнотолщинности стенок оболочечных элементов конструкций при их изготовлении методами обработки давлением листовых и трубных полуфабрикатов.

Однако этим не исчерпывается положительное влияние высокопластичного аустенита на механические свойства стали.

Присущие аустениту высокая термическая и деформационная устойчивость могут быть использованы для одновременного увеличения характеристик пластичности и разрушения высокопрочных состояний мартенситностареющих сталей, формирующихся при упрочняющем старении. Последнее требует фиксации в структуре закаленной стали равномерно распределенных дисперсных выделений высокопластичного стабилизированного аустенита.

Установлено, что задержанный (методами термической обработки [17]) при закалке аустенит в количестве $(f_A)_1 \leq 15\%$ вызывает смещение температурного интервала повторного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и сопутствующего ему

повышения характеристики ϵ' в область температур упрочняющего старения без существенного снижения характеристик прочности. Последнее наглядно прослеживается на примере стали X11H10M2T при различных значениях $(f_A)_1$ – рис. 4, а, б. Рис. 4, в иллюстрирует зависимость характеристик прочности σ_B , твердости HRC и пластичности ϵ' рассматриваемой стали после завершающей термической обработки – упрочняющего старения при 525°C, 2 ч от $(f_A)_1$, где штриховые линии соответствуют механическим характеристикам при стандартном режиме термообработки, когда $(f_A)_1 = 0$. Видно, что реализация предлагаемого структурного подхода при $(f_A)_1 = 15\%$ обеспечивает повышение ϵ' более чем в 4 раза при снижении характеристик прочности σ_B и HRC на 8...10%.

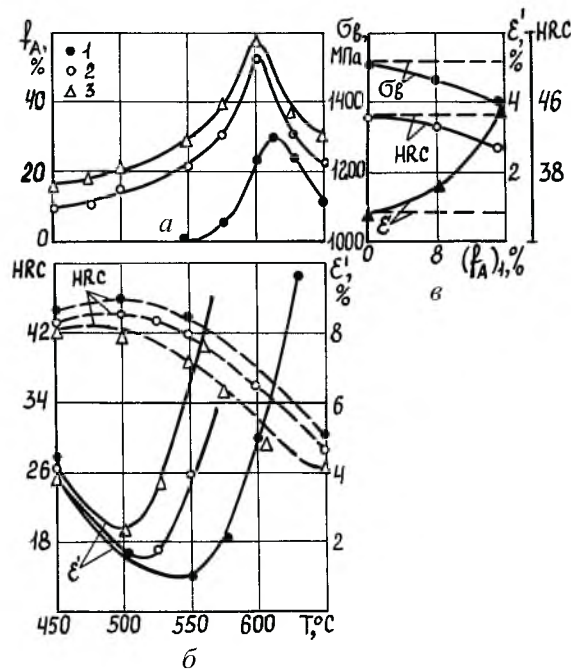


Рис. 4. Влияние $(f_A)_1$ на образование аустенита и изменение характеристик прочности и пластичности стали X11H10M2T при повторном $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении – а, б ($1 - (f_A)_1 = 0$; $2 - (f_A)_1 = 8\%$; $3 - (f_A)_1 = 15\%$) и упрочняющем старении – в.

Пластифицирующий эффект задержанного аустенита существенно усиливается при низкотемпературном деформировании. В этом случае возможно обнаружение качественно новых для мартенситностареющих сталей сочетаний характеристик пластичности, присущих аустенитной стали, и прочности – мартенситностареющей [17].

Анализ полученных результатов показал, что при определении структурных условий повышения характеристик прочности, пластичности и трещиностойкости мартенситностареющих сталей методами направленного термического упрочнения расширяется область их применения для изготовления элементов конструкций с высоким уровнем и стабильностью силовых показателей. При этом следует ожидать существенного повышения эксплуатационной надежности оболочечных элементов конструкций в усло-

виях плоского напряженного состояния, для которого, по сравнению с линейным, характерно снижение деформативной способности материала и увеличение его склонности к охрупчиванию [18, 19].

Резюме

Проанализовано крихкісні й пластифікуючі параметри структури неіржавких (X12N10MT, X11N10M2T, X13N9D2MT) та високоміцних (H18M3T, H18K9M5T) мартенситностаріючих сталей, варійовані термкінетичними умовами, послідовністю й кратністю різних процесів термічної обробки – аустенітизація, зміцнення при старінні, $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перетворення у міжкритичному діапазоні температур. Обґрунтовано роздільний і спільний вплив розміру аустенітного зерна та об'ємної долі частинок інтерметалідних фаз на закономірності зміни й взаємозв'язок характеристик міцності, пластичності та тріщиностійкості при термічному зміцненні. Встановлено вплив аустеніту, що формується при $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворенні, на підвищення деформативної здатності й тріщиностійкості досліджуваних сталей з урахуванням характеру легування. Визначено структурні умови реалізації пластифікуючого впливу на високоміцний стан мартенситностаріючої сталі на основі виявленого зміщення температурного діапазону повторного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення в область температур зміцнення при старінні.

1. Головинская Т. М., Нижник С. Б., Усикова Г. И., Черняк Н. И. Структура и механические свойства мартенситностареющей стали при термическом упрочнении // Изв. АН СССР. Металлы. – 1980. – № 3. – С. 183 – 187.
2. Усикова Г. И. О структурной чувствительности характеристик пластичности мартенситностареющих сталей при упрочнении старением // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 6. – С. 49 – 53.
3. Нижник С. Б., Островская В. П., Усикова Г. И. Структурные изменения и механические свойства мартенситностареющей стали 00X11N10M2T при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении // Физика металлов и металловедение. – 1982. – 53, № 1. – С. 76 – 81.
4. Гладковский С. В., Филлипов А. М., Калетин А. Ю. и др. Влияние режимов аустенитизации на механические характеристики и особенности разрушения мартенситностареющих сталей // Там же. – 1994. – 78, № 2. – С. 159 – 169.
5. Краффт Дж. М., Ирвин Дж. Р. Соображения о скорости распространения трещин // Прикладные вопросы вязкости разрушения. – М.: Мир, 1968. – С. 187 – 209.
6. Hahn G. T., Rosenfield A. R. Sources of fracture toughness // Appl. Phenomena in Titanium Alloys. – 1968. – ASTM STR N 432. – P. 5 – 32.
7. Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Ковчик С. Е. Определение K_{Ic} конструкционных материалов через их механические характеристики и параметр структуры // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – 13, № 2. – С. 120 – 122.

8. Красовский А. Я. Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 340 с.
9. Krasowsky A. J., Pluvinage G. Structure parameters governing fracture toughness of engineering materials // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1993. – 29, № 3. – С. 113 – 124.
10. Каминский А. А., Нижник С. Б. Исследование закономерностей изменения пластической зоны у края трещины и характеристик трещиностойкости металлических материалов в зависимости от их структуры (Обзор) // Прикл. механика. – 1995. – 31, № 10. – С. 3 – 27.
11. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 375 с.
12. Cottrell A. H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals // Trans. Metall. Soc. AIME. – 1958-1959. – 212, N 2. – P. 192 – 203.
13. Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наук. думка, 1987. – 348 с.
14. Анселл С. Механические свойства двухфазных сплавов // Физическое металловедение / Под ред. З. Кана. – М.: Мир, 1968. – Т. 3. – С. 327 – 368.
15. Романив О. Н., Ткач А. Н., Гладкий Я. Н., Зима Ю. В. Применение перегрева при закалке для повышения трещиностойкости высокопрочных сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1976. – 12, № 5. – С. 41 – 48.
16. Даль В., Антон В. Статическая прочность и механика разрушения сталей. – М.: Металлургия, 1986. – 564 с.
17. А. с. 1423609 СССР. Способ термической обработки изделий криогенной техники из мартенситностареющих сталей / С. Б. Нижник, Б. И. Ковальчук, В. П. Островская и др. – Оpubл. 15. 09. 88, № 34.
18. Гигиняк Ф. Ф., Лебедев А. А., Красовский А. Я. Влияние вида напряженного состояния на деформационное упрочнение малоуглеродистой стали // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1971. – № 4. – С. 33 – 36.
19. Черняк Н. И., Нижник С. Б., Бастун В. Н., Истомина Э. С., Усикова Г. И. О связи структурных параметров аустенитной стали с видом напряженного состояния // Докл. АН УССР. Сер. А. – 1973. – № 3. – С. 171 – 174.

Поступила 22. 12. 98