

ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛОВ

УДК. 621.052.08

А.Н. Смирнов

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЛИТЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ СТАЛЕЙ И ПРИРОДА ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ

В тепловой энергетике наиболее широкое применение нашли хромомолибденованные стали, из которых изготовлены сотни тысяч тонн труб для электростанций России. В настоящее время более 80% всего энергооборудования отработало свой расчетный срок и поэтому оценка его работоспособности и определение остаточного ресурса весьма актуальная задача.

Так как механические свойства являются одними из важнейших показателей определения эксплуатационной надежности металла всех технических устройств (включая и опасные производственные объекты) в представленной работе изучали их изменения в процессе длительной эксплуатации в различных зонах по сечениям труб и физическую природу предела текучести.

Механические характеристики определяли на вырезке из паропровода диаметром 219,0мм с толщиной стенки 25,0мм после 176256 часов эксплуатации при давлении 13,0 Мпа и температуре 545⁰С. Материал – сталь 12Х1МФ. Микроструктуру изучали методами электронной микроскопии.

По сечению трубы было вырезано 17 образцов для испытаний на растяжение. Все сечение трубы было поделено на три зоны: внешнюю, внутреннюю и среднюю. Часть механических свойств усреднялась по этим зонам для сопоставления их со структурными параметрами и механическими свойствами исходной стали. Образцы 1-5 от-

носились к внешней зоне, 6-12 – к средней и 13-17 – к внутренней. Испытания на растяжение были выполнены на машине типа «Inston» с автоматической записью диаграммы. Первичная диаграмма пересчитывалась в диаграмму «напряжение – деформация». Из таких кривых определяли модуль упругости, предел текучести, коэффициент упрочнения на линейной стадии, напряжение перехода к стадии III σ_{111} и соответствующую степень деформации ε_{111} , напряжение и деформацию равномерного удлинения и временное сопротивление разрыву. После измерения параметров шейки подсчитывалось истинное удлинение, относительное сужение и истинное напряжение разрушения.

Прочностные свойства по сечению трубы. После длительной эксплуатации механические свойства стали по сечению трубы несколько отличаются. Прежде всего обратим внимание на рис. 1. На нем представлены зависимости предела текучести σ_m , напряжения равномерного растяжения σ_p , временного сопротивления σ_b и истинного предела проч-

ности $\sigma_{ист}$ по сечению трубы.

Внешняя часть трубы обладает более высоким пределом текучести, затем происходит постепенное снижение σ_m к внутренней зоне. Разброс механических характеристик на пределе текучести относительно невелик. Значения предела текучести изменяются в интервале 310...365 МПа. Их интересно сравнивать с рекомендованными ГОСТ значениями σ_m для стали 12Х1МФ в исходном состоянии [1 – 4]. Оказывается, они изменяются в пределах 255..330 МПа в случае измерения их при комнатной температуре ($T_{комн.}$). Можно констати-

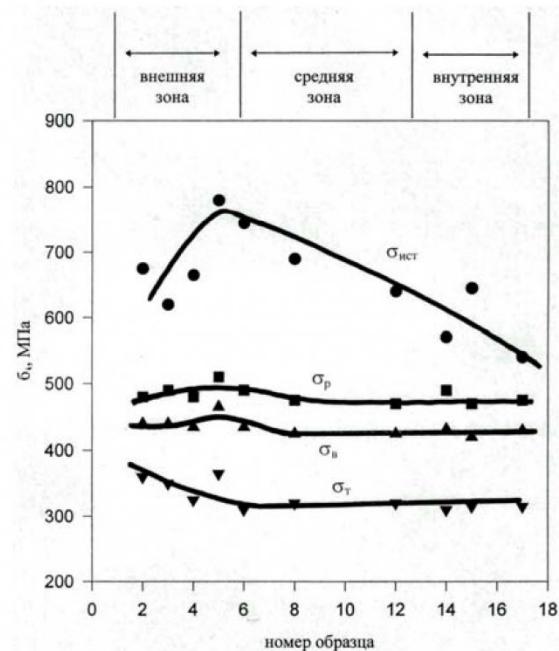


Рис. 1. Зависимости предела текучести σ_m , напряжения равномерного растяжения σ_p , временного сопротивления σ_b и истинного предела прочности $\sigma_{ист}$ по сечению трубы (n - номер образца, см. текст)

ровать, что после 176256 часов работы трубы предел текучести ее материала не вышел за пределы, допустимые ГОСТ для этой стали.

Разброс для напряжения равномерного удлинения σ_p такой же, как для предела текучести (рис.1). Величина σ_p меняется в пределах 450...520 МПа. Оно слабо изменяется по сечению трубы, оставаясь в среднем, равным 490 МПа, и понижаясь до 475 МПа к краям трубы. С учетом среднего значения равномерного удлинения $\langle\epsilon_p\rangle=11\%$, можно найти σ_δ - временное сопротивление [5], равное в этом случае 436 МПа (значения по сечению трубы представлены на рис. 1). Колебания его не велики. Внешняя зона, как видно, несколько прочнее средней и внутренней зон. Значение σ_δ следует сравнивать с рекомендованным ГОСТ [1 - 4] и изменяющимися в пределах 410...520 МПа со средней величиной $\langle\sigma_\delta\rangle=481$ МПа. Можно сделать вывод, что условный предел прочности стали 12Х1МФ после 176256 часов работы находится ниже

рекомендованного ГОСТ среднего значения $\langle\sigma_\delta\rangle$, но в пределах рассеяния данных, зафиксированных разными ГОСТ.

Структурные изменения в стали за время работы несколько снизили ее прочностные свойства по сравнению с рекомендованным исходным состоянием.

Истинное напряжение разрушения $\sigma_{ист}$ образцов, вырезанных из трубы, значительно выше, чем σ_δ и σ_p . Характеристика $\sigma_{ист}$ рассчитывается с учетом реального сужения образца в шейке [5]. Значение этой величины представлено на рис. 1, ее рассеяние значительно. Это обусловлено двумя причинами: во-первых, стохастическим характером явления разрушения вообще и, во-вторых, трудностью измерения параметров шейки разрушенного образца. Из рис. 1 видно, что средняя зона реально прочнее внутренней и внешней зон трубы. Истинные напряжения разрушения стали изменяются в пределах 550...780 МПа. Это достаточно высокие значения. Частично они связаны с процес-

сами карбидного упрочнения в ходе функционирования материала при повышенных температурах. Поэтому важным является анализ пластических свойств материала трубы.

Пластические свойства по сечению трубы. Характеристики удлинения для различных образцов, вырезанных из трех зон трубы, представлены на рис. 2. Первая характеристика пластичности - величина равномерного удлинения до образования шейки $\epsilon_p=\delta_p$ [5]. Равномерная пластичность максимальна в средней зоне образца и резко убывает к внутренней и особенно к внешней зоне. Можно констатировать, что повышенный предел текучести внешней зоны влечет за собой ее пониженную пластичность. Внутренняя зона, напротив, наименее упрочненная, также обладает пониженной пластичностью. Из рис. 2 видно, что внешняя зона наименее пластична, средняя и внутренняя – более пластичны. Максимальное удлинение не превышает 18,6%, а среднее значение $\langle\epsilon_{ист}\rangle=17,4\%$. Согласно справочным данным [1 - 4], δ изме-

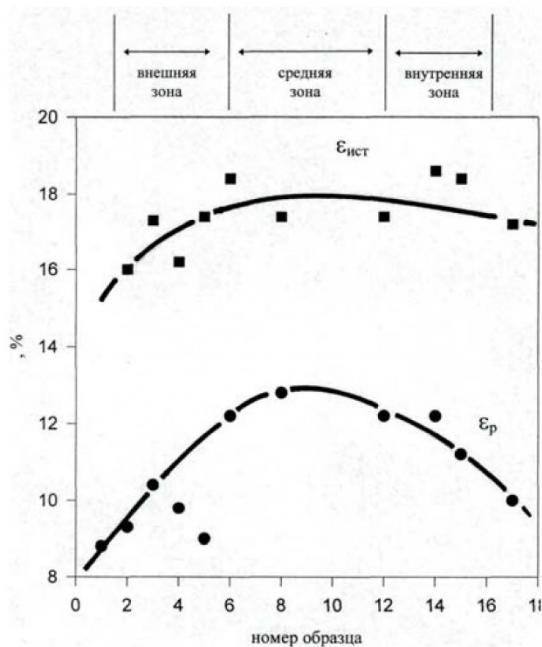


Рис.2. Характеристики пластичности исследуемой стали по сечению трубы: равномерное удлинение $\epsilon_{ист}=\delta_\delta$ и истинное удлинение $\epsilon_{ист}=\delta$

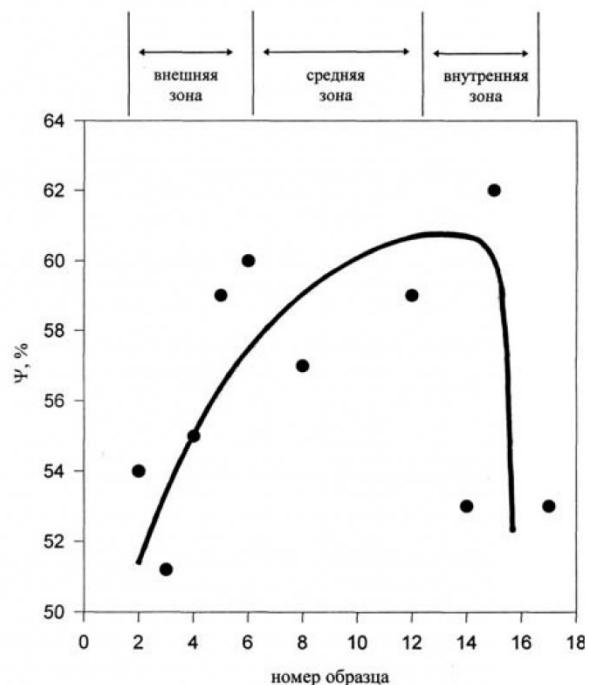


Рис.3. Изменение полного сужения Ψ по сечению трубы

няется в пределах 16...38% со средним значением, равным $\langle\delta\rangle=22,8\%$. Можно констатировать, что за 176256 часов своей службы материал стали несколько уменьшил свою способность к удлинению в испытаниях на растяжение.

В связи с этим полезно рассмотреть сужение Ψ представляющее собой сумму равномерного и сосредоточенного сужений, т.е. измеренного в "шейке". Соответствующие данные представлены на рис. 3. Как и удлинение, относительное сужение достигает максимума на границе средней и внутренней зон и убывает к внешней зоне и центру трубы. Рассеяние величины Ψ достаточно велико, а его среднее значение $\langle\Psi\rangle=56,1\%$. Табличные значения Ψ для исходного состояния стали 12Х1МФ изменяются в пределах 35...78% (1 - 4) со средним значением 57,3%. Следует обратить внимание, что рассеяние данных о полном сужении образцов стали 12Х1МФ в исходном состоянии значительно

и внутренней, поэтому целесообразно предел текучести рассматривать по трем зонам. Это позволит найти связь между структурой и механическими свойствами. Экспериментальные значения предела текучести, усредненные по трем зонам, представлены в табл. 1. Здесь же даны сведения об упругих полях напряжений [6].

Следует отметить, что испытания отдельных образцов дают достаточно резкий предел текучести, который определяется с точностью ± 20 МПа.

Формирование предела текучести. Структурное состояние исследуемой стали в условиях пластической деформации позволяет ее рассматривать как однофазный α -твердый раствор, упрочненный выделениями мелких карбидов, расположенных в теле зерен и на дислокациях. Более крупные карбиды находятся на границе зерен и их стыков. Они не оказывают влияние на скольжение в теле зерен, но влияют на генерацию дислокации с границ зерен и передачу скольжения от зерна к

Таблица 1

Экспериментальные значения предела текучести σ_m и упругих полей напряжений, МПа

Зона	σ_T	τ_y^c	τ_y^h	σ_y
Внешняя	342,5	59,0	130,0	103,0
Средняя	315,0	51,0	100,0	84,0
Внутренняя	306,7	42,0	100,0	69,0

выше, чем после длительной эксплуатации. Совершенно очевидно, что после 176256 часов работы полное сужение для всех образцов находится внутри рассеяния Ψ табличного, а среднее значение Ψ исходного и Ψ стали после 176256 часов работы совпадают. По этому параметру свойства стали за время эксплуатации практически не снизились.

Анализ механизмов упрочнения стали в структурном состоянии, возникшем после 176256 часов ее работы. Параметры структуры были изучены в трех зонах: внешней, средней

и внутренней, поэтому целесообразно предел текучести рассматривать по трем зонам. Это позволит найти связь между структурой и механическими свойствами. Экспериментальные значения предела текучести, усредненные по трем зонам, представлены в табл. 1. Здесь же даны сведения об упругих полях напряжений [6].

Рассмотрим роль этих вкладов по порядку.

Трение решетки, или вклад Пайерлса-Набарро. Температурно-зависимый вклад σ_{PN} благодаря термической активации движения дислокаций при $T_{комн}$ сравнительно не велик, он составляет $-20...40$ МПа [9].

Вклад твердорастворного упрочнения σ_{PR} . Его предстоит оценить. Информация об объемной доле специальных карбидов, присутствующих в стали 12Х1МФ после 176256 часов работы, показывает, что практически все легирующие элементы как замещения (Сг, В, Мо), так и внедрения (углерод) ушли из α -Fe – твердого раствора. Теперь в этом состоянии α -Fe - твердый раствор упрочнен лишь случайными примесями типа Si, Mn и т.п., которых относительно немного. Твердорастворное упрочнение легированного феррита в аддитивном приближении можно представить в виде следующего соотношения [10]:

$$\sigma_{TP} = \sum_{i=1}^N K_i C_i \quad (2)$$

где C_i - концентрация элемента по массе, K_i - коэффициент, зависящий от типа элемента. С использованием данных о составе стали и приведенных в [10] значений коэффициентов K_i для соответствующих элементов были проведены оценки σ_{TP} . Эти оценки дали значения $\sigma_{TP}=70$ МПа для всех зон исследуемой стали. По-видимому, эти цифры близки к реальным. Необходимо учитывать, что выражение (2) завышает вклад твердорастворного упрочнения легированного феррита, так как известно, что зависимость σ_{TP} от концентрации элемента (C) чаще пропорциональна $C^{1/2}$ [10] и даже $C^{2/3}$ [11], чем C .

зерну.

Совокупность сведений о структурном состоянии исследуемой стали позволяет выразить предел текучести в виде суммы вкладов различных механизмов [7,8]:

$$\sigma = \sigma_{PN} + \sigma_{TP} + \sigma_D + \sigma_U + \sigma_C + \sigma_{X-P} \quad (1)$$

Здесь σ_{PN} – трение кристаллической решетки или вклад Пайерлса-Набарро; σ_{TP} – твердорастворное упрочнение; σ_D – дислокационный вклад, σ_U – вклад внутренних упругих полей напряжений; σ_C – вклад

С другой стороны, в реальной стали может быть меньше примесей, чем указанные пределы по ГОСТ, и это приведет к уменьшению σ_{tp} . Наконец, следует иметь в виду, что коэффициенты K_i могут несколько отличаться в любую сторону как для различных сталей, так и у разных авторов [12].

Вклад дислокационной структуры σ_d хорошо известен и выражается соотношением [31]:

$$\sigma_d = m \alpha \mu b \rho^{1/2} \quad (3)$$

где $m=2,2$ – фактор Шмида, α – коэффициент междислокационного взаимодействия, $\mu=8 \times 10^4$ МПа – модуль сдвига для стали, $b=2,5 \times 10^{-10}$ нм – вектор Бюргерса, ρ – скалярная плотность дислокации. На рис. 4 представлена зависимость предела текучести σ_T от $\rho^{1/2}$ для исследуемой стали. Она близка к линейной, что указывает на значительный вклад дислокационной структуры в формирование предела текучести. Если использовать приведенные выше константы и линейную зависимость " $\sigma_T - \rho^{1/2}$ " на рис. 4, то можно найти, что $\alpha=0,64$.

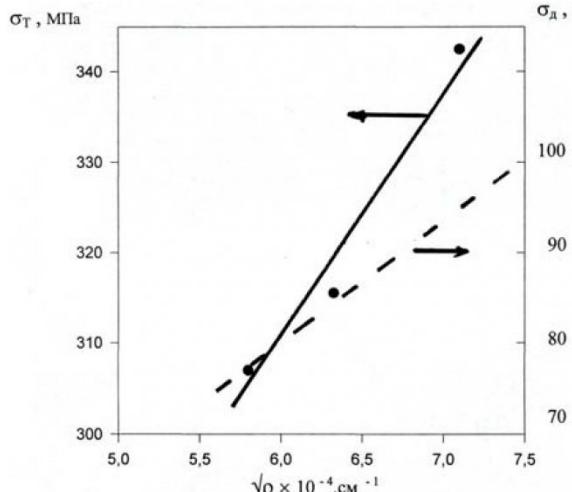


Рис. 4. Предел текучести σ_T и дислокационный вклад σ_d в него, представленные в зависимости от $\rho^{1/2}$

Эта величина находится в пределах значений α , определенных в разных экспериментах для чистого Fe [13]. Однако $\alpha=0,64$ заметно больше среднего значения α , полученного для чистого Fe в условиях, когда другие механизмы, кроме механизма Пайерлса-Набарро, не действуют. Это различие неудивительно, поскольку, согласно (14), σ_T определяется совокупностью разных вкладов, а не только скольжением через дислокационную структуру. Поэтому значение α , полученное из зависимости, представленной на рис. 4, является условно эффективным значением, тем более, что имеет место небольшое отклонение от линейной зависимости " $\sigma_T - \rho^{1/2}$ " на этом рисунке. Реальный вклад σ_d представлен на рис. 4 пунктирной линией с отдельной правой шкалой. Он получен при $\alpha=0,3$ [13]. Хорошо видно, что он составляет примерно 1/3-1/4 от предела текучести σ_T , и несколько больше вклада твердо-растворного упрочнения. Величина этого вклада указывает на важную роль дислокационной структуры в формировании предела текучести.

Внутренние поля напряжений. Обычно дислокационная структура создает внутренние упругие поля напряжений. Упругие напряжения в исследуемой стали были измерены двумя способами – методом электронной микроскопии и методом рентгеноструктурного анализа. Первый способ дает скальвающие напряжения τ_y^c , второй – нормальные напряжения (растяжение-сжатие) τ_y^H [15,16]. Они представлены в табл. 1. Величины τ_y^c дают вклад в сопротивление деформированию и разрушение сколом, величины τ_y^H важны при разрушении отрывом. Связь τ_y^c с пределом текучести носит нелинейный характер и свидетельствует о том, что вклад внутренних полей в σ_T соизмерим с вкладами твердо-растворного упрочнения и дислокационной структуры.

Проблемы происхождения τ_y^c и его аддитивности заслуживают специального рассмотрения. Известно, что в случае дислокационного происхожде-

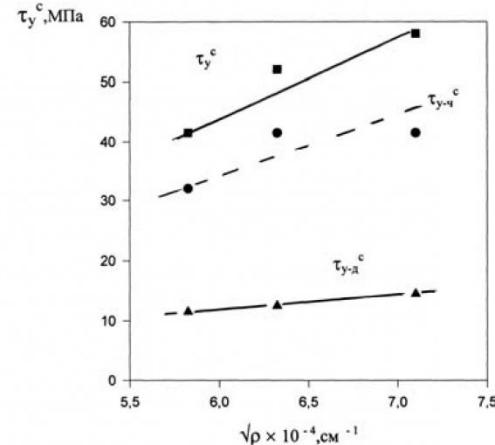


Рис. 5. Зависимости упругих напряжений от скалярной плотности дислокаций: τ_y^c – суммарное внутреннее поле, τ_{y-d}^c – дислокационный вклад в упругое поле, τ_{y-q}^c – вклад дисперсных карбидных частиц в упругое поле

ния τ_y^c он связан со скалярной плотностью дислокации следующим соотношением [17]:

$$\tau_y^c = \alpha_y^c \mu b \rho^{1/2} \quad (4)$$

где α_y^c – параметр, зависящий от порядка в расположении дислокации [18]. Зависимость " $\tau_y^c - \rho^{1/2}$ ", полученная экспериментально, представлена на рис.5. Она близка к линейной с экспериментальным значением $\alpha_y^c = 0,46$. Эта величина для дислокационной структуры, наблюдавшейся в исследуемой стали, является сильно завышенной [18]. Согласно данным электронно-микроскопического исследования, основной тип дислокационной структуры в исследуемой стали – сетчатая. Анализ, проведенный в [18], показал, что для сетчатых субструктур α_y^c изменяется в интервале 0,05...0,12 со средним значением 0,10. Эти величины значительно меньше, чем $\alpha_y^c = 0,46$. Поэтому можно констатировать, что главный источник внутренних упругих полей – карбидные выделения.

Дислокационный вклад τ_{y-d}^c представлен на рис.5.

Этот вклад получен с использованием значения $\tau_{y-d}^c = 0,10$.

При оценке предела текучести он целиком входит в τ_d . Раз-

ница между τ_y^c и τ_{y-d}^c является реальным вкладом внутренних полей τ_y в предел текучести. Переход от τ_y к σ_y

осуществляется по формуле:

$$\sigma_y = m \tau_y \quad (5)$$

Вклад σ_y в предел текучести представлен в табл. 1.

Поскольку внутренние упругие поля напряжений τ_{y-q} созданы карбидами в теле зерен, они могут быть оценены по известному соотношению [9]:

$$\tau_{y-q} = 2 \mu_q \varepsilon f \quad (6)$$

где μ_q – модуль сдвига частиц карбида (V р-Мо)С, ε – параметр размерного несоответствия между параметрами кристаллических решеток карбида и а-Fe, f – объемная доля частиц внутри зерен. С учетом сведений о характеристиках кристаллических решеток и их упругих модулях [19], был определен параметр $\varepsilon = 10^{-2}$. Затем, используя результаты электронно-микроскопических исследований по формуле (6) был определен вклад τ_{y-q}^c , обусловленный когерентными частицами кар-

τ_{y-q}^c , определенную как разность между измеренными полями τ_y^c и оцененным вкладом

τ_{y-d}^c в упругие поля, созданные дислокационной структурой. Весьма хорошее согласие оценки τ_{y-q}^c двумя совершенно независимыми способами, основанными на измерении методом электронной микроскопии совершенно разных параметров дислокационной и карбидной подсистем, свидетельствует о высокой надежности выполненных оценок.

Вклад внутренних упругих полей, обусловленный когерентными и полукогерентными частицами малых размеров (~50 нм), одновременно является вкладом в дисперсное упрочнение (σ_u). Это обусловлено тем, что упругие поля являются основным препятствием, которое создают эти частицы дви-

Таблица 2
Параметры карбидных частиц внутри зерен

Зона	Параметры частиц		
	Объем- ная доля частиц f	Средний раз- мер частиц D_q , мкм	Расстояние между части- цами λ , мкм
Внешняя	0,013	0,05	0,30
Средняя	0,013	0,05	0,30
Внутренняя	0,010	0,05	0,36

бида (V р-Мо)С. На то, что они когерентны или полукогерентны, указывает характер дислокационной структуры вблизи частиц карбидов. Значения τ_{y-q}^c представлены на рис.5 в виде отдельных точек. Они хорошо ложатся на прямую

движущимся дислокациям.

Дисперсное упрочнение частицами карбидов. Помимо внутренних дальнодействующих упругих полей напряжений, которые создаются в основном частицами карбидов внутри зерна, эти частицы препятствуют скольжению дислокаций и сами по себе путем

Таблица 3
Величины вкладов различных механизмов в предел текучести исследуемой стали

Зоны	Предел текучести и вклады в него, МПа							
	σ_{n-n}	σ_{TP}	σ_d	σ_y	σ_q	σ_{X-P}	σ_T , рассч.	σ_T , экспер.
Внешняя	20,0	70,0	94,0	92,0	133,0	156,0	344,0	342,5
Средняя	20,0	70,0	83,0	92,0	133,0	144,0	328,0	315,0
Внутренняя	20,0	70,0	77,0	70	111,0	132,0	293,0	306,7

близкодействия. Дислокации могут преодолеть их двумя способами: путем их перерезания или путем обхода. Переход от одного механизма к другому зависит от размера частиц и степени их когерентности с матрицей. Параметры частиц, необходимые для определения вклада дисперсного упрочнения τ_q в сопротивление деформированию даны в табл. 2.

Напряжение перерезания чаще определяется по уравнению Герольда-Хаберкорна [9]:

$$\tau_q = 2\mu\epsilon^{3/2} \left(\frac{D_q f}{2b} \right)^{1/2} \quad (7)$$

Здесь μ и b – модуль сдвига и вектор Бюргерса дислокации матрицы соответственно, D_q – диаметр частиц.

Использование этого выражения в сочетании с данными в табл. 2 дает вклад $\sigma_q = m\tau_q$, равный 160 МПа. В случае огибания дислокациями

$$\sigma_q = \frac{2m\alpha\mu b}{\lambda} \quad (8)$$

Этот вклад с использованием данных табл. 2 изменяется в пределах 111...133 МПа. Поскольку дислокации всегда выбирают способ перемещения с наименьшим напряжением, следует ожидать перемещение их по механизму огибания, то есть механизму Орована. Выбор между механизмами зависит также от размера и степени когерентности частиц. Согласно [20], критический размер перехода от перерезания к огибанию определяется из уравнения:

$$\bar{D}_{KP} = 40 \frac{\mu_M b_M^2}{\mu_q b_q} \quad (9)$$

где μ_M и μ_q – модули сдвига матрицы и частиц соответственно, b_M и b_q – векторы Бюргерса для матрицы и частиц соответственно. Оценки, выполненные с помощью (9), дают критический размер частицы, равный 5 нм, что на порядок меньше реального среднего размера частиц в зернах исследуемой стали. Тем самым под-

тверждается вывод, что основным механизмом преодоления дислокациями частиц на близких расстояниях является их огибание.

Вклад дисперсного упрочнения оказывается значительным. Это обусловлено длительным старением стали в ходе эксплуатации.

Вклад Холла-Петча. Он определяется известным соотношением [21]:

$$\sigma_{X-\Pi} = kd^{1/2} \quad (10)$$

где d – средний размер зерен в данной зоне. Прежде всего, рассмотрим зависимость предела текучести от среднего размера зерна. Она представлена на рис. 6. Совершенно очевидно, что

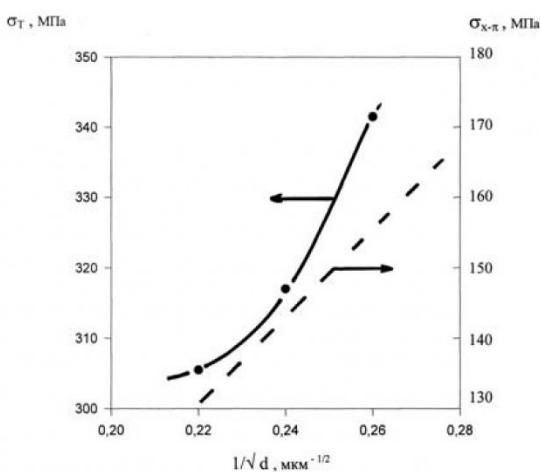


Рис. 6. Зависимости предела текучести σ_T и вклада $\sigma_{X-\Pi}$ в него от $d^{1/2}$

эта зависимость сильно отклоняется от прямолинейной. При этом коэффициент k для разных ее участков изменяется в пределах 2,4...2,8 кг·мм^{-3/2}. Для исследуемой стали это слишком большое значение, что не удивительно, поскольку вклад Холла-Петча – это не единственный вклад, который определяет величину σ_T . Анализ экспериментальных данных, приведенных в

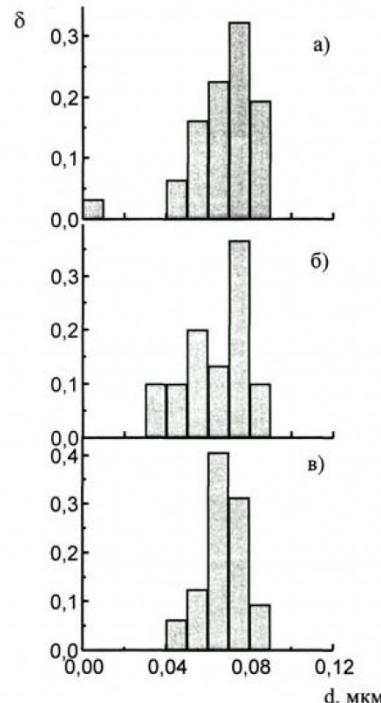


Рис. 7. Функция распределения частиц по размерам. Частицы внутри зёрен: а – внутренняя, б – средняя, в – внешняя зоны

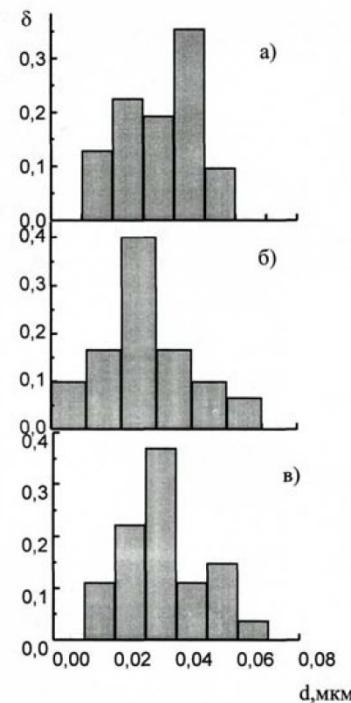


Рис. 8. Функция распределения частиц по размерам. Частицы на дислокациях: а – внутренняя, б – средняя, в – внешняя зоны

[9,21], позволяет выбрать для исследуемой стали как наиболее реальный коэффициент $k=1,8$ кг·мм^{-3/2}. Реальный вклад Холла-Петча также приведен на рис. 6 с отдельной шкалой. Он значителен и составляет почти половину от предела текучести, превосходя все остальные вкла-

вдоль всей плоскости скольжения. Вторую группу составляют дислокационные механизмы, действующие внутри зерна локально и неоднородно вдоль плоскости скольжения. Это торможение в твердом растворе – σ_{TP} , на дислокациях – σ_D , на частицах – σ_C и на флюктуационных внутренних упругих полях – σ_Y . Наконец, третью группу составляет вклад σ_{X-P} , действующий вблизи границ зерен. Суммирование вкладов, разных по амплитуде, месту действия и физическому смыслу, согласно современной концепции, должно проводиться в квадратичном приближении [22] с разделением на три группы выше перечисленных механизмов.

Такой же метод сейчас применяется для оценки предела текучести сталей [9]. Поэтому:

$$\begin{aligned} \sigma_T = & \sigma_{P-H} + 0,84(\sigma_{TP}^2 + \\ & + \sigma_D^2 + \sigma_C^2 + \sigma_Y^2)^{1/2} + \sigma_{X-P} \end{aligned} \quad (11)$$

Здесь помимо квадратичного суммирования по группам механизмов учтен тот факт, что скольжение дислокации при деформации вблизи предела текучести происходит по наиболее слабым местам на статистическом распределении препятствий. Для учета этого эффекта необходимо либо вычесть специальную флюктуационную поправку [23,24], либо ввести статистический коэффициент Кокса [25] для механизмов, связанных со спектром случайных препятствий. В (11) как раз и введен статистический коэффициент Кокса, равный 0,84. Ко-

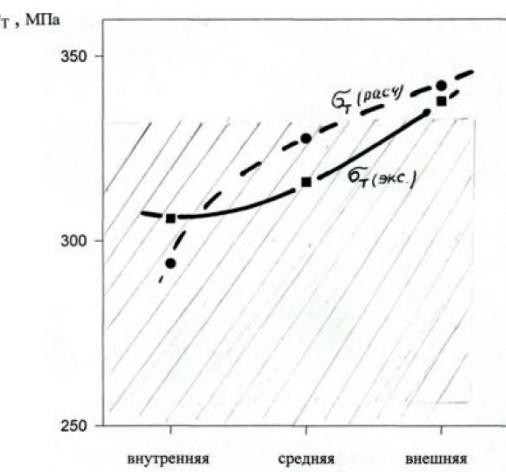


Рис.9. Предел текучести, определённый экспериментально и найденный расчётным путём, для различных зон «гиба» трубы. Заштрихована область существования предела текучести стали в исходном состоянии

ды.

Оценка предела текучести на основе данных о структуре материала. Упрощенное уравнение (1) с аддитивной суммой всех вкладов пригодно только для демонстрации различных механизмов, определяющих формирование предела текучести. Современная физика прочности разработала более адекватные приемы суммирования вкладов отдельных механизмов для получения надежных значений сопротивления деформированию. Для исследуемой стали эти вклады представлены в табл. 3. Физика предела текучести современных сталей и механизмы, ее определяющие подробно изложены в [16]. Рассмотрим этот вопрос подробнее.

Все вклады в σ_T , представленные в табл.3 физически делятся на три группы. К первой группе относится вклад σ_{P-H} , который действует равномерно

эффективент Кокса, равный 0,84, рассчитан для дислокации, движущихся через спектр случайных препятствий. Этот спектр составлен четырьмя видами препятствий: 1) атомами в твердом растворе, 2) дислокациями, 3) частицами, 4) упругими полями. Спектр распределения этих препятствий представлен на рис. 7,8. Эти рисунки наглядно демонстрируют стохастический характер распределения препятствий и правомочность применения коэффициента Кокса.

В табл. 3 представлены вклады в предел текучести, а также значения расчетного суммарного предела текучести и его экспериментальное значение по всем трем зонам поперечного сечения трубы. Хорошее согласие расчетного и экспериментального значений σ_T свидетельствует о надежности данных электронно-микроскопических измерений и описанной здесь физической концепции предела текучести стали 12Х1МФ в состаренном после длительной эксплуатации трубы состоянии.

Результаты, представленные в табл. 3, отражены на итоговом рис. 9. Наряду с экспериментальным и расчетным значениями предела текучести стали 12Х1МФ после 176256 часов эксплуатации, на нем представлены свойства стали в исходном состоянии. Разброс данных разных авторов и ГОСТов для стали в исходном состоянии отображен на рис.9 в заштрихованной области. Материал средней и внутренней зон попадает в нее, внешняя зона имеет несколько более высокий предел текучести. Этому способствует ряд факторов. Возрастание предела текучести от внутренней зоны трубы к внешней обусловлено ростом плотности дислокаций, внутренних упругих полей, вкладом дисперсного упрочнения и более мелким размером зерна.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Журавлев В.Н., Николаева О.И. Машиностроительные стали: Справочник. М.: Машиностроение, 1992. – 480 с.
2. Антикан П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергоатомиздат, 1990. – 367 с.
3. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур. // Справочник. Книга I. М.: Металлургия, 1991. – 382 с.
4. Тихонов М.В., Кононенко В.А., Прокопенко Г.И., Рафаловский В.А. Механические свойства металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1986. – 567с.
5. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. – 350 с.
6. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерения и результаты. // Новые методы в физике и механики деформируемого твердого тела. Ч.1. – 1990. – Терскол. – С. 83-93.
7. Иванов Ю.Ф., Гладышев С.А., Козлов Э.В. Структурные оценки предела текучести высокопрочных конструкционных сталей // Сб. "Пластическая деформация сплавов". - Томск: ТГУ, 1986. – С. 152-163.
8. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П., Пушкирова Г.В. О роли механизмов упрочнения стали 08Г2С при электростимулированной деформации // ФизХОМ. – 1992. – №4. – С. 137-142.
9. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
10. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. – 311 с.
11. Хаазен П. Механические свойства твердых растворов и интерметаллических соединений // Физическое металловедение. Т. 3. Под ред. Р.В. Кана, П. Хаазена. М.: Металлургия, 1987. – С. 187-254.
12. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. – 182 с.
13. Предводителев А.А. Современное состояние исследований дислокационных ансамблей // Проблемы современной кристаллографии. М.: Наука, 1975. – С. 262-275.
14. Винокур Б.В., Бейнисович Б.Н., Геллер А.Л., Натансон М.Э. Легирование машиностроительной стали. М.: Металлургия, 1967.- 198 с.
15. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Спектр и источники полей внутренних напряжений в деформированных металлах и сплавах. // Изв. Академии наук. – 1998 – Т.62 – №7 – С. 1350-1356.
16. Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Конева Н.А. и др. Роль твердорастворного упрочнения и взаимодействия в дислокационном ансамбле в формировании напряжения течения азотосодержащей аустенитной стали // Изв. ВУЗов. Физика. – 1996. – Т.39 – №3. – С. 33-56.
17. Зеегер А. Механизм скольжения и упрочнения в кубических гранецентрированных и гексагональных плотноупакованных металлах // Дислокации и механические свойства кристаллов. - М.: 1960. – С. 179-189.
18. N.A. Koneva, E.V. Kozlov. Internal fields and others contributions to flow stress // Mater. Sci. and Eng. – 1997. – V. A234-236 – P.982-986.
19. Андриевский А.Р., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. Справочник. Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1989. – 367 с.
20. Келли А., Никольсон Р. Дисперсионное твердение. М.: Металлургия, 1966. – 298 с.
21. Иванова В.С., Гордиенко Л.К., Геминов В.М. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. М.: Наука, 1965. – 180 с.
22. Попов Л.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. М.: Металлургия, 1979. – 256 с.
23. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Изв. Вузов. Физика – 1982 – №8. – С. 3-14.
24. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. Вузов. Физика. – 1991. – №3. – С. 56-70.
25. Кокс Ю.Ф. Статистическая теория упрочнения сплавов // Физика прочности и пластичности. Пер. с англ. Под ред. Л.К. Гордиенко. М.: Металлургия, 1972. –С. 117-132.

Автор статьи:

Смирнов
Александр Николаевич
– канд. тех. наук, доц. каф. тех-
нологии металлов