

УДК 669.14.018.8:621.774.21+621.774.3

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРУБ ИЗ МАССОВЫХ МАРОК НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

©2023 г. Д.А. Пумпянский^{1*}, И.Ю. Пышминцев^{2*}, В.М. Хаткевич^{2*},
А.Н. Мальцева^{2*}, Д.В. Жучков^{2*}

^{1*}ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина», Екатеринбург

^{2*}ООО «Научно-технический центр ТМК» (ООО «ТМК НТЦ»), Москва
E-mail: KhatkevichVM@tmk-group.com

Поступила в редакцию 24 ноября 2022 г.

После доработки 20 декабря 2022 г. принята к публикации 29 декабря 2022 г.

В рамках исследований по разработке нового стандарта на сварные и бесшовные трубы из нержавеющей стали проведены оценки микроструктуры, фазового состава и механических свойств в диапазоне температур 20—650 °С образцов труб из хромоникелевых сталей аустенитного класса семейства Fe-18Cr-10Ni. Показан существенный разброс механических характеристик, проведена количественная оценка вклада разных факторов упрочнения. Отмечено, что размер зерна и твердорастворное упрочнение углеродом, азотом или титаном оказывают наиболее значимое влияние на механические свойства, обеспечивая до 45% предела текучести стали. Установлено, что температурная зависимость предела прочности определяется устойчивостью к образованию мартенсита деформации и интенсивностью действия динамического деформационного старения.

Ключевые слова: нержавеющие аустенитные стали; стали семейства Fe-18Cr-10Ni; структурные факторы упрочнения; мартенсит деформации; динамическое деформационное старение; механические свойства при повышенных температурах.

Нержавеющие хромоникелевые стали аустенитного класса семейства Fe-18Cr-10Ni, включая легированные молибденом, находят широкое применение для технологических трубопроводов в нефтегазовой, энергетической, машиностроительной, химической и других отраслях промышленности благодаря сочетанию высокой коррозионной стойкости, жаростойкости, хладостойкости, высокой технологической пластичности и хорошей свариваемости. Управление механическими свойствами в широком диапазоне путем термической обработки для этих сталей невозможно, так как превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ смещено в область криогенных температур, а выбор содержания углерода, титана, молибдена и других элементов направлен преимущественно на обеспечение коррозионных свойств. Поэтому предполагается, что уровень прочности данных сталей существенно не за-

висит от технологии производства труб, поставляемых, как правило, в состоянии после высокотемпературного отжига на твердый раствор с ускоренным охлаждением, и должен хорошо воспроизводиться. Тем не менее ряд механизмов упрочнения в определенных пределах может значимо повлиять на конечные свойства материала при комнатной и повышенной температурах, что следует учитывать при проектировании.

При разработке нового стандарта на трубы сварные и бесшовные из нержавеющей стали стало необходимым определять температурные зависимости прочностных характеристик, корректное определение которых для трубопроводов, работающих под давлением, принципиально важно для обеспечения безопасности. В данной работе для определения степени вариативности прочностных характеристик в диапазоне температур экс-

плутации исследована случайная выборка образцов труб из нержавеющей хромоникелевых сталей аустенитного класса семейства Fe-18Cr-10Ni, в том числе легированных молибденом, в состоянии поставки. Целью исследования стало установление особенностей механических свойств при комнатной и повышенных температурах в зависимости от уровня основных упрочняющих факторов.

Материалы и методика исследования. Для исследования структуры и механических свойств отобраны образцы сварных и бесшовных труб из нержавеющей хромоникелевых сталей аустенитного класса семейства Fe-18Cr-10Ni двенадцати отечественных и зарубежных производителей с толщиной стенки $t = 8\text{—}30$ мм и внешним диаметром трубы $D = 48\text{—}630$ мм (табл. 1). Фактически

Таблица 1

Характеристика образцов труб для исследования

Образец	Марка стали		Тип трубы	D/t^* , мм	Особенности технологии производства
	по ГОСТу	по ASTM			
1	03X18H9	TP304L	Сварная	508/12,7	Прямошовная
2	03X18H9T	»	Бесшовная	48/8,0	Холоднодеформированная
3	»	»	»	168/10,0	»
4	»	»	Сварная	325/8,0	Прямошовная
5	03X17H10M2	TP316L	»	377/8,0	»
6	03X17H12M2T	TP316Ti	Бесшовная	74/8,0	Холоднодеформированная
7	08X18H10T	TP321	»	63/8,0	»
8	»	»	»	273/11,0	Горячедеформированная
9	»	»	»	457/30,0	»
10	»	»	»	68/8,1	Холоднодеформированная
11	»	»	Сварная	630/12,0	Прямошовная
12	08X17H11M2T	TP316Ti	Бесшовная	74/8,0	Горячедеформированная

* D — внешний диаметр трубы; t — толщина стенки трубы.

Таблица 2

Измеренный химический состав образцов исследуемых сталей

Образец	Марка стали по ГОСТу	Содержание элемента, %									
		C	N*	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Mn	Si	Cu
1	03X18H9	0,017	0,090	18,2	8,2	0,36	0,003	0,07	1,8	0,28	0,40
2	03X18H9T	0,027	0,012	17,4	9,4	0,02	0,163	0,12	1,2	0,39	0,09
3	»	0,015	0,010	17,1	9,2	0,15	0,162	0,09	1,1	0,47	0,28
4	»	0,023	0,012	17,4	9,0	0,24	0,263	0,09	1,1	0,44	0,33
5	03X17H10M2	0,027	0,058	16,1	10,0	1,94	0,004	0,13	1,1	0,33	0,28
6	03X17H12M2T	0,031	0,019	16,2	12,2	2,01	0,370	0,15	0,7	0,42	0,39
7	08X18H10T	0,062	0,005	17,4	10,2	0,26	0,483	0,06	1,4	0,22	0,21
8	»	0,069	0,006	17,4	10,0	0,09	0,500	0,13	0,8	0,29	0,14
9	»	0,057	0,006	17,4	10,3	0,11	0,483	0,06	1,1	0,37	0,17
10	»	0,071	0,016	17,0	10,3	0,23	0,461	0,08	1,4	0,23	0,27
11	»	0,058	0,010	17,4	9,0	0,23	0,439	0,07	0,8	0,24	0,27
12	08X17H11M2T	0,060	0,007	16,8	10,9	1,9	0,471	0,07	1,1	0,38	0,42

*Определение содержания азота выполнено специалистами Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН.

кий химический состав, измеренный оптико-эмиссионным методом с помощью спектрометра BRUKER Q4 TASMAN, приведен в табл. 2. Содержание азота¹ определяли отдельно методом плавления с помощью газоанализатора LECO TC600. Содержание базовых легирующих элементов для аустенитных нержавеющих сталей, таких как хром и никель, варьируется соответственно в пределах от 16,1 до 18,2 и от 8,2 до 12,2%.

Для анализа микроструктуры подготовленные металлографические шлифы продольного сечения стенки трубы подвергали электролитическому травлению в концентрированной азотной кислоте при плотности тока 0,04 А/см². Изображения микроструктуры получали методами оптической (ОМ) и сканирующей электронной (СЭМ) микроскопии (соответственно микроскопы Carl Zeiss Axiovert A1 с программным комплексом Thixomet и сканирующий электронный Jeol JSM-IT500 при ускоряющем напряжении 20 кВ). Размер зерна определяли методом секущих при увеличении $\times 200$ на десяти полях зрения для образцов каждой стали так, чтобы общее число измеренных отрезков было не менее 500. Кроме того, по оптическим изображениям находили объемную долю δ -феррита, истинное значение которой может несколько отличаться от результата измерений таким методом, но он тем не менее является пригодным для сравнительного анализа. Анализ тонкой микроструктуры методом ПЭМ (просвечивающая электронная микроскопия на электронном микроскопе JEM-2100Plus, оснащенном оборудованием Bruker XFlash 6Ti60 для рентгеноспектрального микроанализа (РСМА)) выполняли на специально подготовленных фольгах, вырезанных из середины толщины стенки трубы. Съемку проводили при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Для испытаний на одноосное растяжение использовали продольные цилиндрические образцы, изготовленные из середины толщины стенки трубы (тип IV по ГОСТ 1497), при скоростях деформации $8,3 \cdot 10^{-3}$, $8,3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ для температуры 20 °С и $8,3 \cdot 10^{-4}$, $8,3 \cdot 10^{-5}$ с⁻¹ для температур 200, 350, 450, 500, 650 °С на испытательной машине Zwick Roell Z1200 E, оснащенной температурной камерой Severn thermal solutions EC2258A. Скорость растя-

жения выбрана такой, чтобы установить ее влияние на поведение материала в диапазоне, допустимом наиболее распространенными стандартами на испытания при комнатной и повышенных температурах (ГОСТ, ISO, ASTM). Определение объемной доли мартенсита деформации некоторых сталей проводили с помощью рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance в излучении трубки с кобальтовым анодом ($K_{\alpha 1} = 0,179$ нм) на испытанных образцах после растяжения в зоне равномерной деформации.

Результаты исследования и их обсуждение. *Структура и фазовый состав.* Результаты анализа микроструктуры исследуемых образцов материала труб, включающие средний размер зерна и объемную долю δ -феррита, приведены в табл. 3. Размеры аустенитных зерен в исследуемых образцах существенно различаются: от 51 ± 19 мкм в образце 3 до 12 ± 4 в образце 11 (фиг. 1). Так как однозначной связи размера зерна с особенностями химического состава не выявлено, предполагается, что он зависит преимущественно от совокупности параметров деформационной и термической обработок. Структура во всех материалах равноосная, за исключением образца 10, демонстрирующего ярко выраженную разноструктурность, при этом крупные кристаллиты вытянуты в направлении прокатки, что свидетельствует о частичной рекристаллизации. Также у некоторых сталей в структуре видны следы холодной деформации в виде повышенного количества двойников, как, например, в образце 2 (см. фиг. 1).

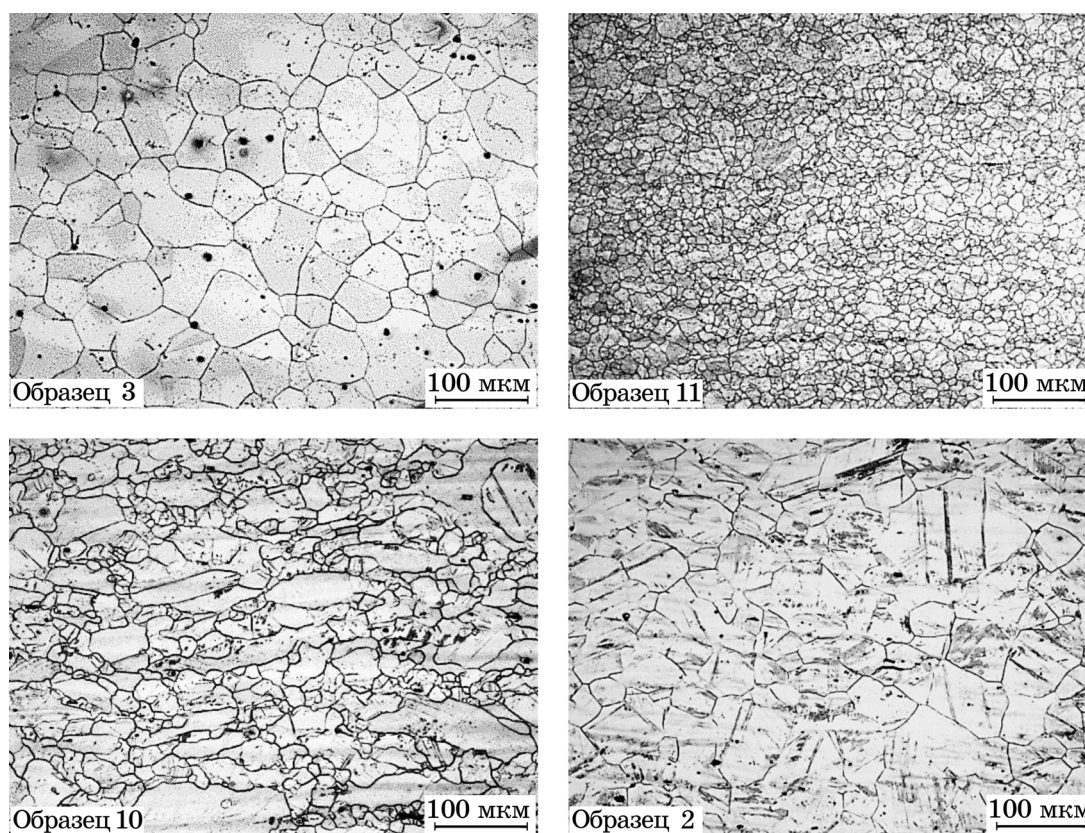
Ликвационная неоднородность химического состава, наследуемая из литого состояния, приводит к присутствию δ -феррита во всех исследуемых сталях в виде тонких полос толщиной 1—3 мкм вдоль направления прокатки (фиг. 2, б). Наименьшее количество δ -феррита $0,05 \pm 0,02\%$ в образце 3 (см. на фиг. 1), а наибольшее $1,39 \pm 0,21\%$ в образце 4 (сталь 03X18H9T, фиг. 2). На концентрационной карте, полученной для образца 4 методом энергодисперсионного анализа, выявлено обогащение хромом в наблюдаемых полосах (фиг. 2, в), что подтверждает их состав из δ -феррита. Отчетливой связи его объемной доли с особенностями химического состава также не обнаружено.

Присутствие в материале титана и ванадия приводит к образованию карбидной, нит-

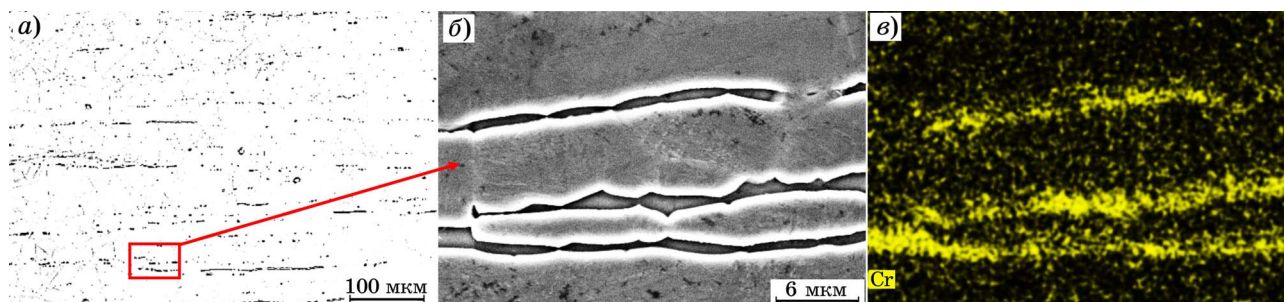
¹Здесь и далее в статье содержание элементов в сталях в мас. %.

Параметры микроструктуры исследуемых материалов

Образец	Средний размер зерна, мкм	Объемная доля δ -феррита, %	Расчетная объемная доля карбидной и нитридной фаз, %	Образец	Средний размер зерна, мкм	Объемная доля δ -феррита, %	Расчетная объемная доля карбидной и нитридной фаз, %
1	45±20	0,52±0,04	~0	7	13±6	0,88±0,12	0,42
2	41±27	0,31±0,02	0,24	8	23±10	0,55±0,10	0,48
3	51±19	0,05±0,02	0,15	9	30±16	0,96±0,24	0,40
4	36±19	1,39±0,21	0,21	10	42±31	0,26±0,07	0,47
5	26±11	1,22±0,05	~0	11	12±5	0,29±0,06	0,43
6	14±7	0,33±0,03	0,30	12	23±11	1,16±0,15	0,42



Фиг. 1. Микроструктура в продольном сечении образцов 2, 3, 10 и 11 (см. табл. 1)

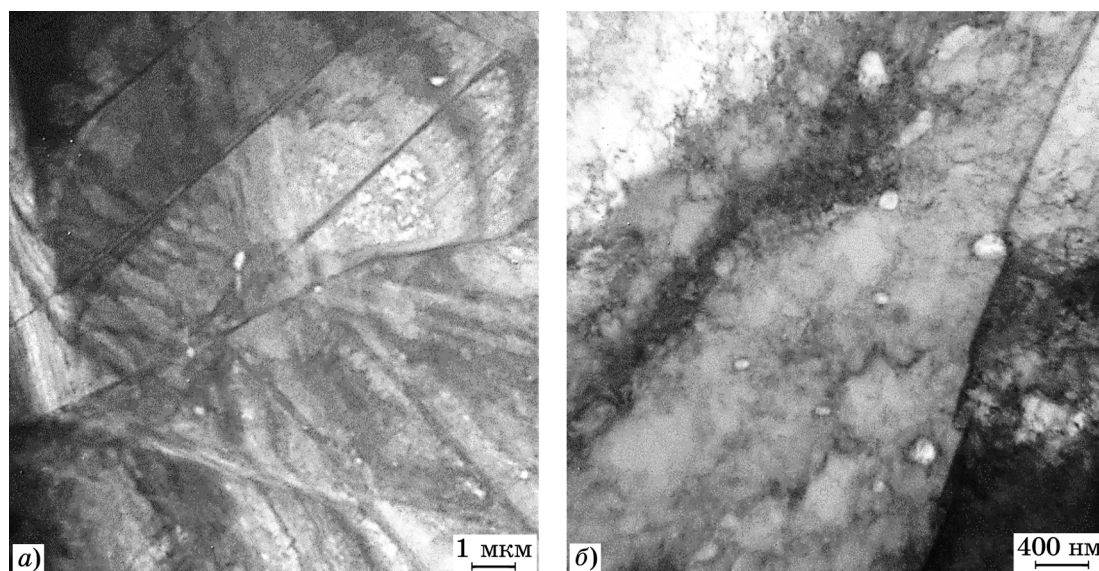
Фиг. 2. Изображения микроструктуры образца 4 (сталь 03X18H9T) с полосами δ -феррита, полученные методом ОМ (а), СЭМ (б), и концентрационная карта распределения хрома (в)

ридной и карбонитридной фаз (TiC , TiN , VC , VN , $\text{TiC}_{1-x}\text{N}_x$, $(\text{Ti},\text{V})\text{C}$), тип и объемная доля которых зависят от концентрации составляющих их элементов (C , N , Ti , V), а форма, дисперсность и распределение по объему — преимущественно от параметров термической обработки. Основная цель такого рода легирования — освобождение твердого раствора от углерода, чтобы подавить межкристаллитную коррозию, однако выделения вторых фаз могут оказывать влияние и на механические свойства. Соотношение масс титана и углерода, необходимое для связывания углерода в карбиды TiC , согласно их стехиометрии составляет 4 : 1, а для ванадия 4,25 : 1. По результатам измерения химического состава (см. табл. 2) видно, что стали легированы титаном и ванадием с избытком, кроме образцов 1 и 5 ($[\% \text{Ti}] + [\% \text{V}] < 0,14\%$). Значит объемная доля выделений для сталей исследованных химических составов зависит от содержания углерода и азота. Допуская,

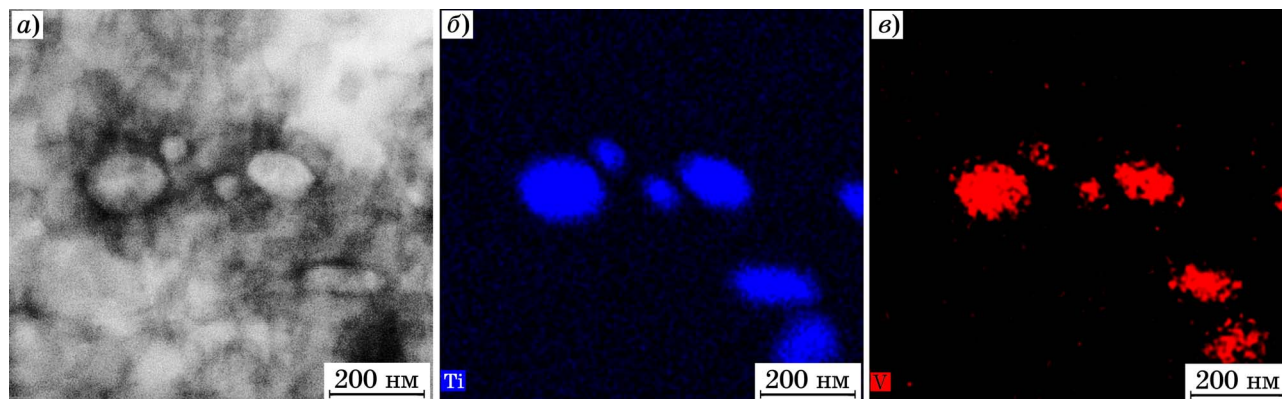
что эти элементы полностью связаны в выделениях, рассчитали объемную долю карбидной и нитридной фаз на основе химического состава и данных о плотности соединений (см. табл. 3).

Следует отметить, что неизрасходованный на карбиды и нитриды титан оказывает сильное влияние на свойства твердого раствора. Для оценки морфологии частиц методом ПЭМ выбран один из наиболее легированных углеродом (0,069%), титаном (0,50%) и ванадием (0,13%) образец 8 (сталь 08X18H10T). Выделения имеют форму, близкую к сферической, располагаются как по границам, так и в теле зерна, а их диаметр составляет от 40 до 400 нм (фиг. 3). Методом РСМА и рентгеновской дифрактометрии установлено, что карбиды принадлежат типу $(\text{Ti},\text{V})\text{C}$ (фиг. 4).

Несмотря на то, что исследуемые стали относятся к одному классу и имеют близкий химический состав, разница в размере зерна, накопленной деформации, составе твердого



Фиг. 3. Микроструктура (а, б) образца 8 (сталь 08X18H10T), полученная методом ПЭМ

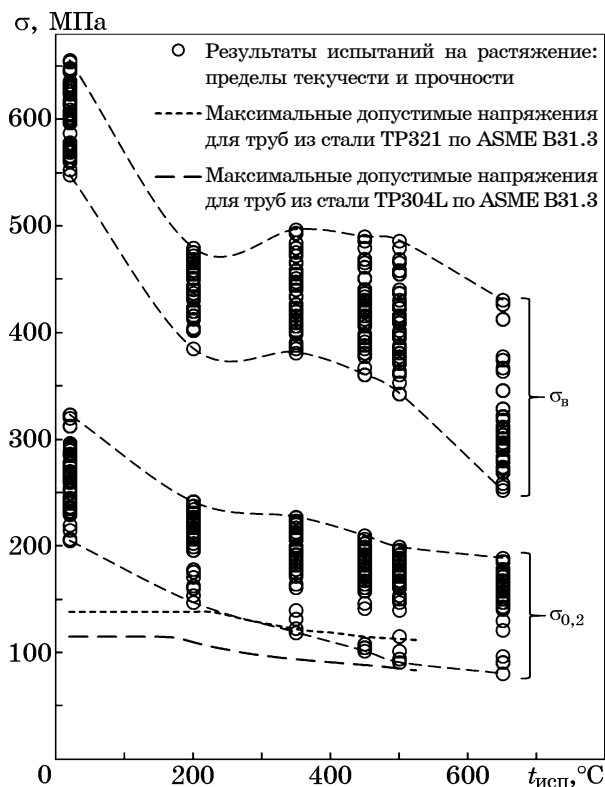


Фиг. 4. Изображение (ПЭМ) микроструктуры (а) образца 8 (сталь 08X18H10T) и концентрационные карты распределения титана (б) и ванадия (в), получены методом РСМА

раствора, объемной доле δ -феррита, карбидной и нитридной фаз создает различия механических характеристиках.

Механические свойства. Вся совокупность результатов проведенных механических испытаний представлена в виде зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_B от температуры испытаний на фиг. 5. Также на фиг. 5 графически показаны требования к допустимым напряжениям стандартной спецификации ASME B31.3 на технологические трубопроводы из аустенитных сталей TP304L (аналог стали марки 03X18H9) и TP321 (аналог 08X18H10T). По стандарту стали должны обладать практически идентичными прочностными характеристиками, образуя диапазон значений 23—32 МПа, в который укладываются требования к допустимым напряжениям для сталей всех марок, исследованных в данной работе. В то же время результаты определения фактических значений прочностных характеристик демонстрируют большую разницу значений предела текучести $\sigma_{0,2}$ (90—120 МПа) и предела прочности σ_B (95—145 МПа) при температурах испытаний до 500 °С. При 650 °С размах значений предела прочности достигает уже 180 МПа, но для такой температуры при проектировании следует пользоваться характеристиками ползучести и длительной прочности. Кроме того, допустимые напряжения не должны превышать $\frac{2}{3}\sigma_{0,2}$ или $\frac{1}{3}\sigma_B$ материала в зависимости от того, какая величина меньше. Таким образом, согласно стандарту ASME B31.3 некоторые из исследуемых труб не обладают необходимой прочностью (например образцы труб 3 и 9 при температурах 200—450 °С), тогда как другие, напротив, имеют большой запас прочности. Можно предположить, что на практике в сталях данного класса и указанного диапазона химических составов действуют механизмы упрочнения, которые значимо влияют на свойства материала.

На фиг. 6 приведена диаграмма с расположенными в порядке возрастания пределами текучести $\sigma_{0,2}$, полученными при комнатной температуре. Разница между минимальным и максимальным значениями составляет ~100 МПа. Исходя из того, что величина фактического предела текучести материала является результатом совокупного действия механизмов упрочнения, для детального анализа причин вариативности прове-

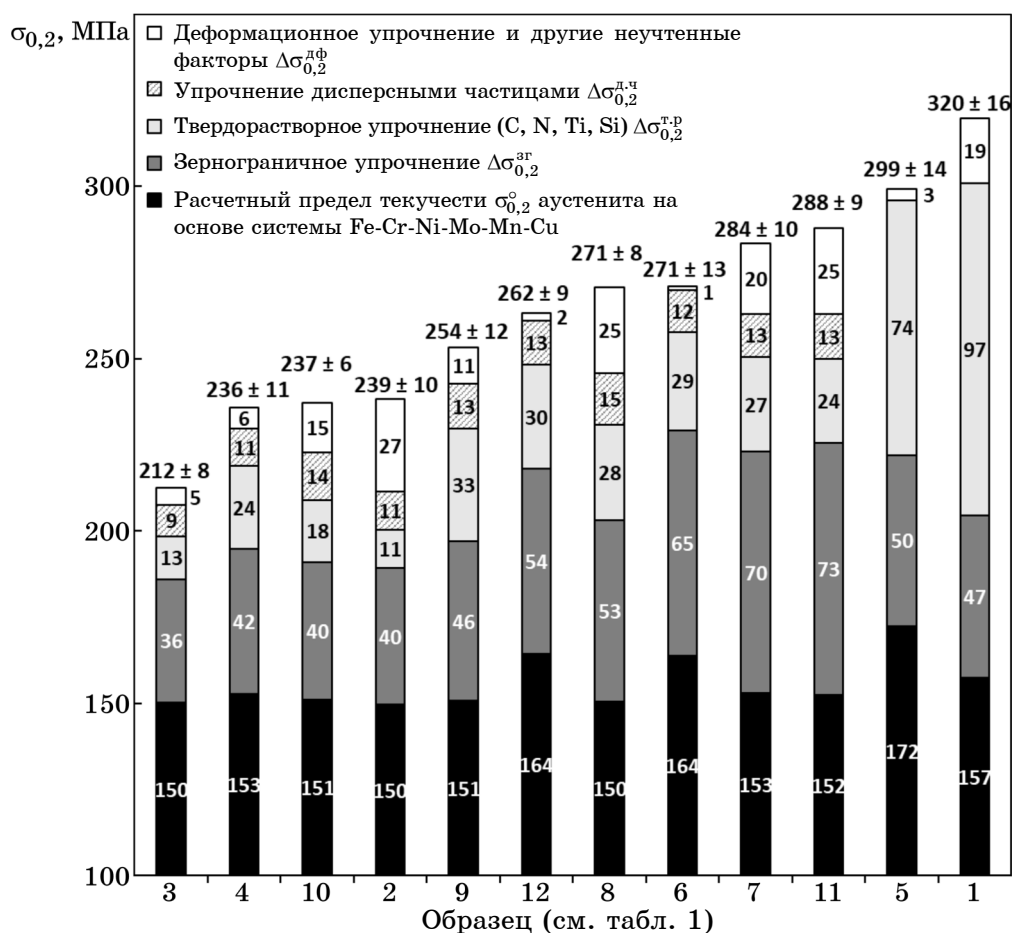


Фиг. 5. Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_B образцов материала тела труб от температуры испытаний всех исследованных сталей при скоростях деформации от $8,3 \cdot 10^{-3}$ до $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ и требования к допустимым напряжениям стандартной спецификации ASME B31.3 на проектирование технологических трубопроводов из аустенитных сталей марок TP304L (03X18H9) и TP321 (08X18H10T)

ли расчетную оценку вклада упрочняющих факторов. При этом материал рассматривали как матрицу на основе системы Fe-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu, в которой присутствуют глобулярные дисперсные равномерно распределенные частицы карбидной или нитридной фазы с максимально возможной для каждого химического состава объемной долей, а все не вошедшие в состав частиц элементы находятся в твердом растворе. Базовую величину $\sigma_{0,2}^0$ предела текучести, МПа, обеспеченную твердым раствором Fe-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu, рассчитали по редуцированной эмпирической формуле для аустенитных сталей [1]:

$$\sigma_{0,2}^0 = 120 + 2[\% \text{Cr}] + 2[\% \text{Mn}] + 14[\% \text{Mo}] + 10[\% \text{Cu}]. \quad (1)$$

Величину вклада зернограницного упрочнения $\Delta\sigma_{0,2}^{gr}$, МПа, в соответствии с законом Петча—Холла рассчитывали по формуле с учетом следующей зависимости от содержания азота в стали [2]:



Фиг. 6. Расчетные значения вклада разных механизмов упрочнения в фактический предел текучести исследуемых сталей при комнатной температуре

$$\Delta\sigma_{0,2}^{zg} = (78[\%N] + 7,0)/\sqrt{d}, \quad (2)$$

где d — средний размер зерна, мм.

При оценке твердорастворного упрочнения $\Delta\sigma_{0,2}^{T,P}$, МПа, учитывали только те элементы, которые оказывают значительное влияние. В расчете использовали избыточное содержание углерода, азота и титана, т.е. их часть, оставшуюся в твердом растворе при условии полного выделения карбидной и нитридной фаз, а также содержание кремния в твердом растворе (коэффициенты заимствованы из источника [3]):

$$\Delta\sigma_{0,2}^{T,P} = 567C^{T,P} + 878N^{T,P} + 118Ti^{T,P} + 23Si^{T,P}. \quad (3)$$

Чтобы оценить вклад дисперсионного упрочнения частицами карбидов и нитридов $\sigma_{0,2}^{d,c}$, МПа, воспользовались законом Орована для сферических равномерно распределенных в объеме некогерентных неперерезаемых частиц [4]:

$$\sigma_{0,2}^{d,c} = 10^{-6}Gb/r\sqrt{4\pi/3f}, \quad (4)$$

где G — модуль сдвига (для аустенитных сталей принят равным $78 \cdot 10^9$ Па); b — вектор Бюргерса (принят равным $2,12 \cdot 10^{-10}$ м); r — средний радиус частиц (принят равным $125 \cdot 10^{-9}$ м при допущении, что размер и форма частиц одинаковы во всех исследуемых образцах материалов); f — расчетная безразмерная объемная доля частиц карбидов и нитридов при условии их полного выделения.

Вклад деформационного упрочнения и других неучтенных факторов $\Delta\sigma_{0,2}^{df}$, МПа, определили как разность фактического предела текучести $\sigma_{0,2}^{факт}$ и суммы $\sigma_{0,2}^o$ и $\sum\Delta\sigma_{0,2}^i$ всех вышеописанных величин (см. формулы (1)–(4)):

$$\Delta\sigma_{0,2}^{df} = \sigma_{0,2}^{факт} - (\sigma_{0,2}^o + \sum\Delta\sigma_{0,2}^i). \quad (5)$$

Результаты расчетов по формуле (5) также нанесены на диаграмму (см. фиг. 6). Вклад зернограницного упрочнения в предел текучести всех исследованных сталей значителен и составляет от 36 до 73 МПа. Твердорастворное упрочнение зависит от легирова-

ния и определяется атомами либо внедрения (С, N), либо замещения (Ti). В образцах 1 и 5 титан отсутствует, в результате за счет свободных азота и углерода предел текучести повышается на 74—97 МПа, а в остальных образцах избыточное количество титана приводит к упрочнению на 11—33 МПа. Дисперсные частицы повышают предел текучести на 9—15 МПа.

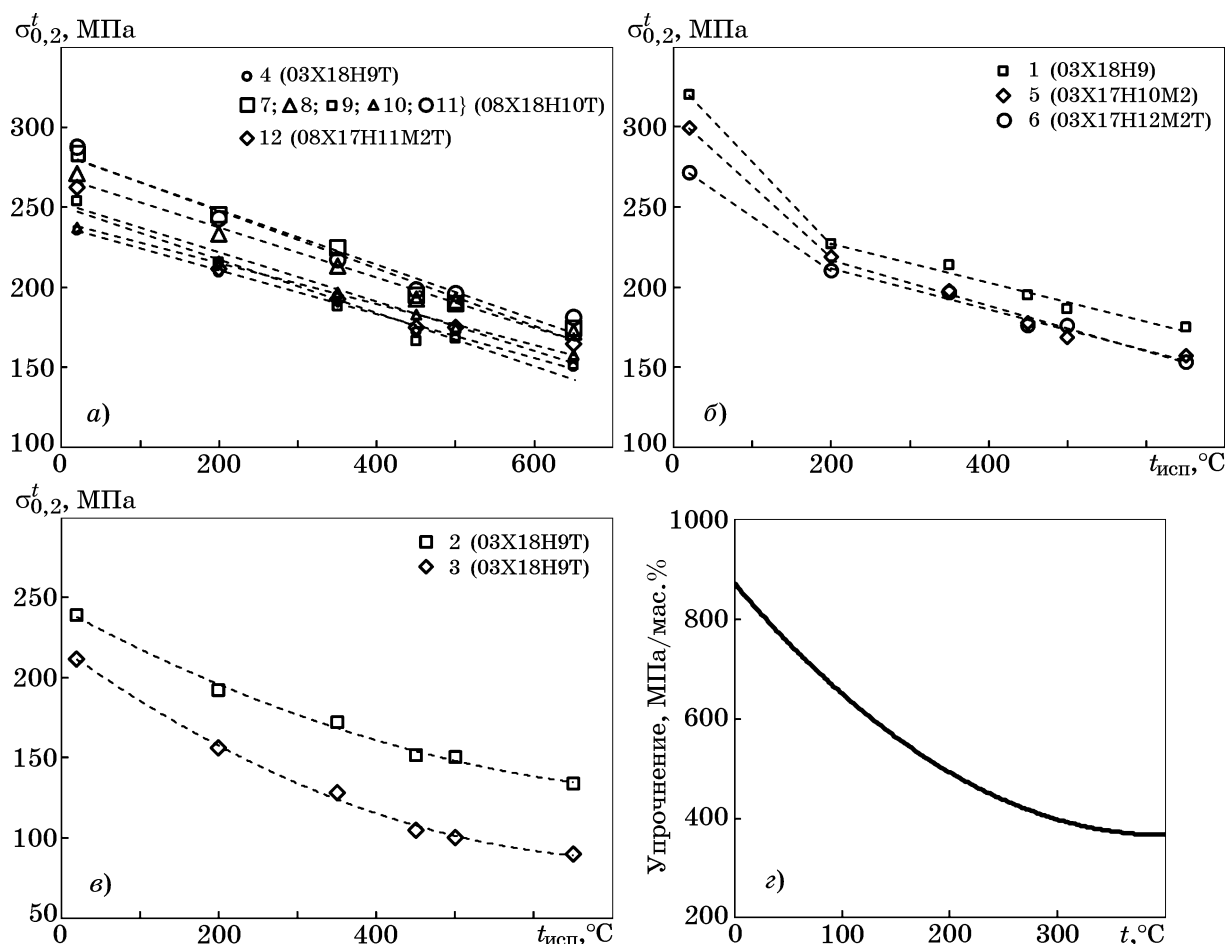
Следует отметить существенное влияние деформационного упрочнения (до 27 МПа), которое возникает в материале предположительно на этапе холодной правки трубы. На диаграмме напряжений исследуемых сталей отсутствует площадка текучести и на первой стадии деформирования материал упрочняется быстро. Используя кривые растяжения, получили логарифмическую зависимость деформационного упрочнения $\Delta\sigma_{0,2}^{df}$, МПа, от степени деформации ε (полная деформация, %) в диапазоне от 0,5 до 2%:

$$\Delta\sigma_{0,2}^{df} \approx 38,85 \ln \varepsilon + 31,32. \quad (6)$$

Согласно зависимости (6) для достижения значений $\Delta\sigma_{0,2}^{df} = 25$ МПа достаточно деформировать материал на 0,85%.

Таким образом, вариативность вклада каждого механизма упрочнения обуславливает общую вариативность фактического предела текучести при комнатной температуре.

С повышением температуры испытаний предел текучести ожидаемо понижается. У сталей с достаточным уровнем легирования совместно углеродом, азотом ($[C] + [N] > 0,032\%$) и титаном ($[Ti] > 0,25\%$), отнесенных к первому типу, наблюдается практически линейное изменение предела текучести при повышении температуры (фиг. 7, а). Усредняя коэффициенты в линейном уравнении аппроксимирующих прямых, получили следующее выражение для оценки предела текучести $\sigma_{0,2}^t$, МПа, в диапазоне температур от 20 до 650 °С:



Фиг. 7. Температурные зависимости: а—в — предела текучести $\sigma_{0,2}^t$ сталей (а — с достаточным уровнем легирования совместно углеродом, азотом ($[C] + [N] > 0,032\%$) и титаном ($[Ti] > 0,25\%$); б — с повышенным содержанием азота ($[N] > 0,018\%$) и низким или околонулевым содержанием титана ($[Ti] \leq 0,370\%$); в — с низким уровнем легирования совместно углеродом, азотом ($[C] + [N] < 0,039\%$) и титаном ($[Ti] < 0,165\%$); г — коэффициента твердорастворного упрочнения азотом аустенитных сталей [5]

$$\sigma_{0,2}^t \approx \sigma_{0,2}^{20} - 0,176(t_{\text{исп}} - 20), \quad (7)$$

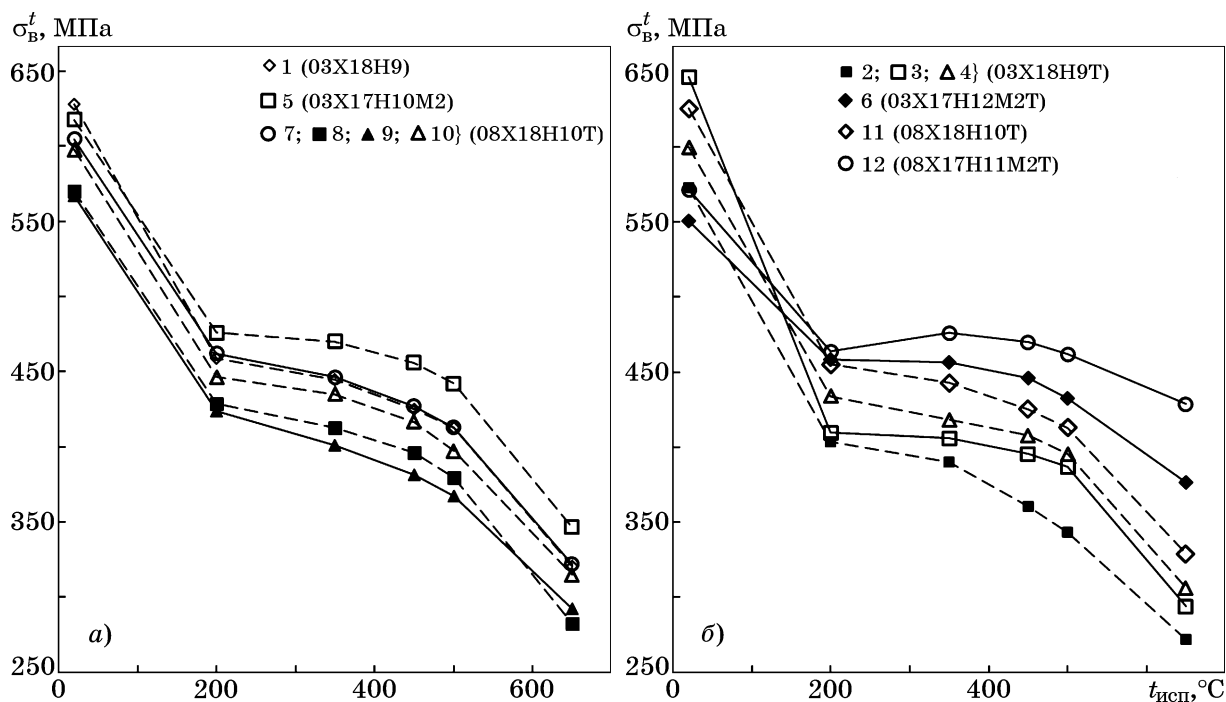
где $\sigma_{0,2}^{20}$ — предел текучести при температуре испытаний 20 °С, МПа; $t_{\text{исп}}$ — температура испытания, °С.

Для сталей с повышенной концентрацией азота в твердом растворе за счет низкого или околонулевого содержания титана ($[\text{Ti}] \leq 0,370$, $[\text{N}] > 0,018\%$) выражение (6) неприменимо (фиг. 7, б), так как твердорастворное упрочнение азотом, вносящее значительный вклад в предел текучести (30% для образца 1 при 20 °С (см. фиг. 6)), существенно снижается в диапазоне температур 20—300 °С [5, с.81] (фиг. 7, з) и приводит к отклонению зависимости от линейности. У таких сталей наблюдается резкий спад предела текучести при повышении температуры до 200 °С. При дальнейшем повышении температуры влияние этого фактора становится менее значимым и зависимость возвращается к линейной, а наклон аппроксимирующих прямых на этом участке близок к образцам первого типа. Также нелинейную зависимость демонстрируют стали с наименьшим уровнем легирования углеродом, азотом ($[\text{C}] + [\text{N}] < 0,039\%$) и титаном ($[\text{Ti}] < 0,165\%$), которые имеют низкие значения предела текучести во всем интервале температур испытаний (фиг. 7, в).

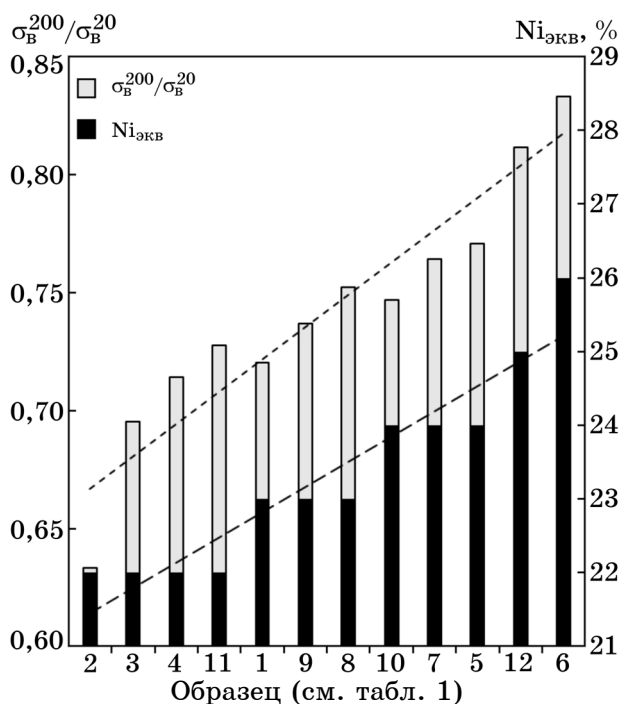
Снижение предела прочности материала труб значительное при повышении температуры испытаний от 20 до 200 °С (фиг. 8). Величина снижения прочности $\sigma_{\text{в}}^{200}/\sigma_{\text{в}}^{20}$ у исследуемых сталей различна. При комнатной температуре на предел прочности влияет интенсивность образования мартенсита деформации в процессе растяжения. Так, например, образец 3 (сталь 03X18H9T) при наименьшем пределе текучести 212±8 МПа (см. фиг. 6) обладает наибольшим пределом прочности 647±12 МПа, а для образца 6 (сталь 03X17H12M2T) с высоким пределом текучести 271±13, напротив, получен наименьший предел прочности 551±10 МПа. Приведенные стали имеют минимальный (22%) и максимальный (26%) никелевый эквивалент $\text{Ni}_{\text{экв}}$, %, определяющий устойчивость аустенита против образования мартенсита деформации [6]:

$$\text{Ni}_{\text{экв}} = [\text{Ni}] + 0,65[\text{Cr}] + 1,05[\text{Mn}] + 0,98[\text{Mo}] + 0,35[\text{Si}] + 12,6([\text{C}] + [\text{N}]). \quad (8)$$

Данные рентгеновской дифрактометрии также подтверждают наличие мартенсита деформации объемной долей 17% в образце 3 (сталь 03X18H9T) в той его части, которая претерпела равномерную деформацию в процессе испытания, и полное отсутствие в об-



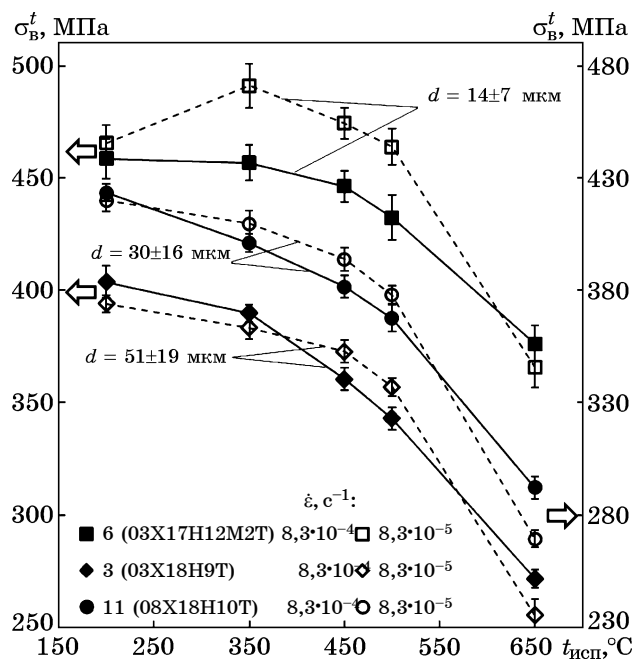
Фиг. 8. Температурная зависимость предела прочности $\sigma_{\text{в}}^t$ при испытании на растяжение со скоростью деформации $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для сталей с никелевым эквивалентом $\text{Ni}_{\text{экв}}$ в интервалах: а — от 23 до 24%; б — от 22 до 25%



Фиг. 9. Взаимосвязь величин отношения $\sigma_B^{200}/\sigma_B^{20}$ и никелевого эквивалента $Ni_{экв}$ сталей

разце 6 (сталь 03X17H12M2T). При повышении температуры испытаний происходит не только температурное разупрочнение, но и подавление образования мартенсита; при 200 °C в сталях типа 08X18H10T этого не происходит [7]. Поэтому снижение предела прочности при 200 °C тем сильнее, чем больший вклад в упрочнение при 20 °C вносило образование мартенсита деформации. Таким образом, отношение $\sigma_B^{200}/\sigma_B^{20}$ возрастает с увеличением значения никелевого эквивалента $Ni_{экв}$ (фиг. 9).

При температурах испытаний от 200 до 500 °C снижение предела прочности замедляется, а для образца 12 (сталь 08X17H11M2T) при 350 °C даже наблюдается небольшой рост. Выше 500 °C снижение предела прочности значительно ускоряется у всех исследуемых сталей. На подобное поведение аустенитных сталей 304L и 316L также указывается в работе [8]. Это явление обусловлено возрастанием диффузионной подвижности элементов внедрения при повышении температуры, которое приводит к активации динамического деформационного старения через образование сегрегаций на дислокациях [9]. Температурное разупрочнение в сталях аустенитного класса частично или полностью компенсируется динамическим деформационным старением в диапазоне тем-



Фиг. 10. Зависимость предела прочности σ_B^t от температуры испытаний при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 8,3 \cdot 10^{-4}, 8,3 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ образцов 3, 6, 11 с разным размером зерна d

ператур от 200 до 550 °C. Одним из признаков его действия, который присутствует на диаграммах деформации исследованных сталей, является неустойчивое пластическое течение (эффект Портевена—Ле Шателье) [10]. Интенсивность действия динамического деформационного старения выше, если в составе стали ~2% Мо [11]; такие стали (см. образцы 5, 6, 12) обладают более высоким пределом прочности, а его снижение с повышением температуры медленнее и начинается только с 350 °C. В диапазоне температур от 200 до 500 °C понижение скорости деформации $\dot{\epsilon}$ с $8,3 \cdot 10^{-4}$ до $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ также приводит к увеличению прочности на 5—35 МПа в зависимости от конкретной температуры нагрева стали. Степень влияния скорости деформации связана с размером зерна в материале. Чем меньше размер зерна, тем при более низкой температуре происходит повышение предела прочности и тем больше его прирост при понижении скорости деформации (фиг. 10). Это связано с тем, что при меньшем свободном пути дислокации увеличивается время ожидания дислокации на препятствии, и сегрегации (атмосферы Коттрелла) успевают полнее на них конденсироваться [12].

Выводы. 1. Вариации химического состава массовых марок нержавеющей сталей аус-

теничного класса и особенности технологических параметров производства трубной продукции приводят к существенным различиям в механических свойствах. Материалы труб отдельных производителей могут значительно различаться по пределам текучести $\sigma_{0,2}$ (на 90—120 МПа), прочности σ_b (на 95—145 МПа) в диапазоне температур испытаний от 20 до 500 °С.

2. Размер зерна и концентрация углерода, азота или титана в твердом растворе — наиболее значимые факторы упрочнения, которые могут обеспечивать до 45% предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали.

3. С повышением температуры испытаний предел текучести $\sigma_{0,2}$ большинства исследованных сталей линейно снижается. Отклонение от линейности, выраженное в ускоренном падении при повышении температуры испытаний от 20 до 200 °С, наблюдали в случае повышенного содержания в стали азота (более ~0,02 мас. %), что, по-видимому, связано с особенностями температурной зависимости коэффициента твердорастворного упрочнения.

4. Существенное влияние на предел прочности σ_b сталей при 20 °С оказывает интенсивность образования мартенсита деформации в процессе испытания. Чем менее стабилен аустенит, тем больший вклад вносит данный механизм упрочнения. Стабильность аустенита, зависящая от величины никелевого эквивалента в исследуемых сталях (от 22 до 26%), определяет интенсивность изменения предела прочности с повышением температуры. Так как при температуре 200 °С мартенсит деформации уже не образуется, падение предела прочности σ_b сталей по сравнению с испытанием при температуре 20 °С находится в обратной зависимости от их никелевого эквивалента.

5. В диапазоне температур от 200 до 500 °С снижение предела прочности σ_b частично или полностью компенсируется действием динамического деформационного старения, которое усиливается, если в составе стали содержится ~2 мас. % Мо. Интенсивность действия этого механизма чувствительна к скорости деформации при испытании и возрастает с уменьшением размера зерна. Так, при понижении скорости деформации с $8,3 \cdot 10^{-4}$ до $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ у сталей с малым размером зерна (менее 15 мкм) увеличение предела прочности может составлять до 35 МПа.

6. Все описанные в статье закономерности учтены при разработке стандарта СТО ИНТИ S.30.3–2022 «Трубы бесшовные и сварные из коррозионно-стойкой стали для трубопроводов, работающих под давлением».

Авторы выражают благодарность академику РАН Константину Всеволодовичу Григоровичу и сотрудникам лаборатории диагностики материалов Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН за помощь в определении содержания азота в исследованных сталях и обсуждении полученных результатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. McGuiree, M.F. Stainless steels for design engineers / M.F. McGuiree // ASM Intern. 2008. 298 p.
2. Norstrom, L.A. The influence of nitrogen and grain size on yield strength in type AISI 316L austenitic stainless steel / L.A. Norstrom // Met. Sci. 1977. №11. Jun. P.208—212.
3. De Cooman, D. Materials design – the key to modern products / D. De Cooman, G. Speer, I. Pyshmintsev, N. Yoshinaga. — [S.l.] : GRIPS media GmbH, 2007. 492 p.
4. Штремель М.А. Прочность сплавов : в 2 ч. Ч. II. Деформация / Штремель М.А. — М. : Изд-во «МИСИС», 1997. 527 с.
5. Гольдштейн, М.И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. — М. : Металлургия, 1986. 312 с.
6. Hirayama, T. Influence of chemical composition on martensitic transformation in Fe-Cr-Ni stainless steel / T. Hirayama, M. Ogirima // J. Japan Inst. Met. Mater. 1970. V.34. P.507—510.
7. Баранникова, С.А. Деформационное поведение аустенитной нержавеющей стали в интервале температур $143 \text{ K} < T < 420 \text{ K}$ / С.А. Баранникова, А.М. Никонова, С.В. Колосов // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Механика. 2021. №1. С.22—30.
8. Desu, R.K. Mechanical properties of austenitic stainless steel 304L and 316L at elevated temperatures / R.K. Desu, H.N. Krishnamurthy, A. Balu, A.K. Gupta, S.K. Singh // J. Mater. Res. Technol. 2016. V.5. Is.1. January—March. P.13—20.
9. Фарбер, В.М. Деформационное старение в сталях / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, В.А. Хотинков, О.Н. Полухина. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2018. 72 с.
10. Muller, A. The Portevin—Le Chatelier effect in a metastable austenitic stainless steel / A. Muller, C. Segel, M. Linderov [et al.] // Met. Mater. Trans. A. 2015. DOI : 10.1007/s11661-015-2953-x.
11. Tehovnik, F. Influence of molybdenum on the hot-tensile properties of austenitic stainless steels / F. Tehovnik, D. Steiner-Petrovic, F. Vode, J. Burja // Mater. Technol. 2012. V.46. №6. P.649—655.
12. Пумпянский, Д.А. Особенности деформационного упрочнения стали 09Г2С при повышенных температурах / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, В.М. Хаткевич, А.М. Арсенкин // Металлы. 2021. №5. С.102—108.